

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

ESCOLA DE ENGENHARIA

CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**INFLUÊNCIA DO ENVELHECIMENTO TÉRMICO NA
TENACIDADE À FRATURA DE AÇO ESTRUTURAL**

Paulo de Tarso Vida Gomes

Aos meus irmãos, à Rosângela, Flávia e Mariana

Agradeço a todos que, direta ou indiretamente, participaram deste trabalho. Em especial agradeço às seguintes pessoas:

á Lenira Lúcia

á Márcia Valéria

ao Antônio Santiago

ao Jefferson Vilela

ao Geraldo de Paula

ao Nirlando Antônio

ao Osmar Ribeiro

ao Robson Lage

ao Wagner Reis.

Agradeço também ao Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear - CDTN, em cujas dependências foi desenvolvida a parte experimental deste trabalho e à Aços Minas Gerais S.A. - AÇOMINAS pela doação do material estudado.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	ELEMENTOS DE FRATURA	3
2.1	INTRODUÇÃO	3
2.2	FRATURA POR CLIVAGEM	3
2.3	FRATURA INTERGRANULAR	5
2.4	FRATURA DÚCTIL	6
2.5	RESISTÊNCIA COESIVA TEÓRICA	8
2.6	CRITÉRIO DE FRATURA FRÁGIL (CRITÉRIO DE GRIFFITH)	10
2.7	CRITÉRIO DA INSTABILIDADE (CRITÉRIO DE IRWIN)	12
2.8	SENSIBILIDADE AO ENTALHE PELO ENSAIO DE TRAÇÃO	13
2.8.1	<i>Efeitos do Entalhe</i>	13
2.8.2	<i>Teste de Tração com Entalhe</i>	15
2.9	RESISTÊNCIA AO IMPACTO	16
2.9.1	<i>Aspectos Gerais</i>	16
2.9.2	<i>Temperatura de Transição</i>	17
3	ELEMENTOS DE MECÂNICA DE FRATURA	19
3.1	MECÂNICA DE FRATURA LINEAR ELÁSTICA	19
3.1.1	<i>Modos de Separação na Ponta da Trinca</i>	20
3.1.2	<i>Fator de Intensidade de Tensões</i>	21
3.1.3	<i>Aspectos Gerais</i>	25
3.1.3.1	Estado Plano de Tensão Versus Estado Plano de Deformação	25
3.1.3.2	Efeitos da Espessura	28
3.1.4	<i>Estudo da Zona Plástica na Ponta da Trinca</i>	31
3.1.4.1	A Forma da Zona Plástica	31
3.1.4.2	Fator de Restrição Plástica	33
3.1.4.3	A Zona Plástica de Irwin	36
3.1.4.4	Zona Plástica de Dugdale	38
3.2	MECÂNICA DE FRATURA ELASTOPLÁSTICA	39
3.2.1	<i>Crítério de COD</i>	40
3.2.2	<i>Crítério de Integral J</i>	43
4	DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE INTEGRAL J E COD	47
4.1	DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE COD NA PONTA DA TRINCA (CTOD)	47
4.2	DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE J_{IC}	49
5	APROXIMAÇÃO PELA TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO PARA O CONTROLE DA FRATURA	51

SUMÁRIO

5.1	LIMITAÇÕES PARA A FILOSOFIA DA TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO	53
5.2	CORRELAÇÕES ENTRE A ENERGIA DE IMPACTO E A TENACIDADE À FRATURA	54
6	EFEITOS DO ENVELHECIMENTO TÉRMICO NA TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS	56
6.1	PRECIPITAÇÃO	59
6.1.1	<i>Crescimento de Precipitados</i>	60
6.1.2	<i>Segregação para Contornos de Grãos</i>	63
6.2	FRAGILIZAÇÃO AO REVENIDO	65
7	PREVISÃO DAS PROPRIEDADES PARA LONGOS TEMPOS	68
7.1	DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DA ENERGIA DE ATIVAÇÃO	68
7.2	DETERMINAÇÃO DOS TEMPOS DE ENVELHECIMENTO	69
7.2.1	<i>Cálculo pela Relação de Arrhenius</i>	69
7.2.2	<i>Cálculo pela Equação de Hollomon-Jaffe</i>	70
8	MATERIAL E METODOLOGIA	71
8.1	MATERIAL	71
8.2	DETERMINAÇÃO DA ENERGIA DE ATIVAÇÃO	71
8.3	DETERMINAÇÃO DOS TEMPOS DE ENVELHECIMENTO	72
8.4	PREPARAÇÃO DE CORPOS-DE-PROVA DE COD, INTEGRAL J, TRAÇÃO E IMPACTO CHARPY	72
8.5	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL NORMALIZADO E DO MATERIAL TEMPERADO	74
8.5.1	<i>Dureza</i>	74
8.5.2	<i>Metalografia</i>	74
8.5.2.1	<i>Microscopia Ótica</i>	74
8.5.3	<i>Ensaio de Tração</i>	75
8.5.4	<i>Análise de Fratura</i>	75
8.6	TRATAMENTOS TÉRMICOS	75
8.6.1	<i>Normalização</i>	75
8.6.2	<i>Têmpera</i>	76
8.6.3	<i>Envelhecimento Térmico</i>	76
8.7	TESTES DE COD E INTEGRAL J	77
8.7.1	<i>Pré-trincas de Fadiga</i>	77
8.7.2	<i>Dobramento dos Corpos-de-Prova</i>	77
8.7.3	<i>Distribuição de Weibull</i>	79
8.8	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	80
9	RESULTADOS E DISCUSSÃO	81
9.1	DETERMINAÇÃO DA ENERGIA DE ATIVAÇÃO PARA DIFUSÃO	81
9.2	CÁLCULO DOS TEMPOS DE ENVELHECIMENTO	82
9.2.1	<i>Cálculo pela Relação de Arrhenius</i>	82

9.2.2	<i>Cálculo pela equação de Hollomon-Jaffe</i>	83
9.3	DUREZA	83
9.4	METALOGRAFIA	84
9.4.1	<i>Microscopia Ótica</i>	84
9.4.2	<i>Parâmetros Microestruturais</i>	90
9.5	TRAÇÃO	91
9.6	ENSAIOS DE IMPACTO	95
9.7	ENSAIOS COD E INTEGRAL J	99
9.7.1	<i>Tipos de Fraturas</i>	99
9.7.2	<i>Resultados dos Testes</i>	100
9.7.3	<i>Curvas de Resistência ao Crescimento de Trincas (Curvas J-R)</i>	104
9.8	ANÁLISE DE FRATURAS DOS CORPOS-DE-PROVA DE INTEGRAL J E COD	105
9.8.1	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura</i>	105
10	CONCLUSÕES	108
11	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	109
11.1	OUTRAS BIBLIOGRAFIAS CONSULTADAS	112
12	ANEXOS	116
12.1	DETERMINAÇÃO DA ENERGIA DE ATIVAÇÃO	116
12.2	DUREZA	116
12.3	PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS	117
12.4	TRAÇÃO	117
12.5	ENSAIO DE IMPACTO	118
12.6	COD E INTEGRAL J	121
12.7	PARÂMETROS DE AJUSTE DE CURVAS	123
12.8	DIMENSÕES DOS CORPOS-DE-PROVA	125

RESUMO

Neste trabalho, é apresentado o estudo dos efeitos do envelhecimento térmico de longa duração no aço DIN 15 Mo 3, no estado normalizado e no estado normalizado e temperado.

A partir das equações clássicas de Arrhenius e Hollomon-Jaffe, foram calculados tempos de envelhecimento térmico acelerado à temperatura de 450°C, para simulação do trabalho durante 100000 horas a 350°C.

Durante o envelhecimento térmico, determinou-se: a energia de impacto Charpy; a tenacidade à fratura através dos parâmetros COD e Integral J; a dureza Vickers e as propriedades de tração do material. Foram traçadas curvas que mostram as variações destas propriedades com o tempo de envelhecimento.

O material normalizado mostrou uma pequena queda da tenacidade e pouca variação em suas propriedades de tração e de dureza, durante o envelhecimento térmico.

O material normalizado e temperado mostrou um aumento de tenacidade nas primeiras 25000 horas de envelhecimento (típico de revenido) e uma tendência à fragilização no tempo restante.

Os parâmetros da mecânica de fratura COD e Integral J mostraram-se melhores do que o ensaio de impacto Charpy, no que diz respeito à visualização e comparação de resultados.

ABSTRACT

In this dissertation, a study on long duration thermal ageing effects on DIN 15 Mo 3 steel is presented. The steel had two different microstructures: normalized and normalized/quenched. Classic Arrhenius's and Hollomon-Jaffe's equations were used to compute the times necessary for simulating the accelerated thermal ageing corresponding to the temperature of 450°C. A period of 100000 hours in a temperature of 350°C was used for this simulation.

After the thermal ageing process the following parameters were determined: the impact energy Charpy; fracture toughness (COD and J Integral); Vickers hardness and material tensile properties. Curves showing the variation of these parameters against ageing time were plotted.

During the thermal ageing, the normalized material showed a small reduction in toughness and little variation in its tensile properties and hardness.

The normalized and quenched material showed an increase in toughness in the first 25000 hours of ageing (typical of tempering) and a slow tendency to embrittlement in the remaining time.

The COD and J Integral fracture mechanics parameters presented results better than Charpy impact test with respect to the visualization and comparison of results.

NOTAÇÃO

a – comprimento da trinca

A_0 – área transversal inicial do corpo-de-prova

A_p – área abaixo da curva carga x deslocamento, na região de deformação plástica

ASTM – American Society of Testing and Materials

B – espessura do corpo-de-prova

b_0 – ligamento remanescente

CAT – temperatura de parada de trinca

COD – deslocamento da abertura da trinca

cp – corpo-de-prova

cp's – corpos-de-prova

CTOD (δ) – deslocamento da abertura da ponta da trinca

DIN – Deutsche Industrie Normen

E – módulo de elasticidade

f.r.p. – fator de restrição plástica

FAD – diagrama de análise de fratura

FATT – temperatura de transição de aparência da fratura

FTB – transição para fratura frágil

FTE – transição de fratura elástica

FTP – transição de fratura plástica

G – taxa de liberação de energia elástica

G_{IC} – taxa crítica de liberação de energia elástica, no modo I de rasgamento

J – integral J

J_{IC} – valor crítico da integral J

J_Q – valor condicional da integral J

K – fator de intensidade de tensão

K_σ – fator de intensidade de tensão devido à tensão uniforme σ

K_p – fator de intensidade de tensão devido à tensão uniforme σ_e (modelo de Dugdale)

K_0 – parâmetro de escala para ajuste de dados na distribuição de Weibull

K_I – fator de intensidade de tensão no modo I de fratura

K_C – fator de intensidade de tensões crítico no estado plano de tensões

K_{IC} – fator de intensidade de tensão crítico no modo I de fratura no estado plano de deformação

K_{JC} – fator de intensidade de tensão crítico no modo I de fratura, calculado a partir de J_{IC}

K_{JQ} – fator de intensidade de tensão crítico no modo I de fratura, calculado a partir de J_Q

K_{max} – fator de intensidade de tensões máximo

K_{min} – fator de intensidade de tensões mínimo

MFEP – mecânica de fratura elastoplástica

MFLE – mecânica de fratura linear elástica

NDT – temperatura de ductilidade nula

NYR – índice de tenacidade

P_f – probabilidade cumulativa para falha

P_{max} – carga máxima

r – distância polar da trinca ao ponto onde se deseja calcular as tensões σ_y , σ_x e σ_z

R – resistência ao crescimento da trinca

r_p^* – tamanho da zona plástica (corrigido)

RE – resistência ao entalhe

RER – relação entalhe/resistência

r_p – tamanho da zona plástica (sem correção)

r_t – raio da ponta da trinca

S – distância entre os apoios do corpo-de-prova no dobramento em 3 pontos

SENB – corpo-de-prova de dobramento em três pontos, com entalhe simples

U_E – energia elástica de deformação

U_S – energia de superfície devido à trinca

U_T – energia total após propagação da trinca

V_P – abertura do entalhe, na região de deformação plástica

w – densidade de energia de deformação

W – largura do corpo-de-prova

x_0 – espaço interatômico

ν – coeficiente de Poisson

λ – comprimento de onda

ρ – correção da zona plástica no modelo de Dugdale

ψ – correção da zona plástica no modelo de Irwing

β – correção da zona plástica no modelo de Irwing

NOTAÇÃO

σ_1 – tensão máxima

σ_3 – tensão mínima

σ_c – resistência crítica coesiva

σ_o – tensão de fluxo

σ_e – tensão de escoamento

σ_f – tensão de fratura

σ_{nom} – tensão nominal

σ_r – limite de resistência

σ_x – tensão na direção x

σ_y – tensão na direção y

δ_p – componente plástica do CTOD

δ_{el} – componente elástica do CTOD

δ_Q – valor condicional do CTOD

δ_{IC} – CTOD crítico para o modo I de abertura da trinca

γ_p – energia de deformação plástica

γ_s – energia para a geração de uma superfície de uma trinca

$\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{xz}$ – tensões de cisalhamento

θ – ângulo que o raio polar faz com o plano da trinca.

1 INTRODUÇÃO

O conhecimento da resistência ao impacto e à fratura dos materiais, principalmente dos aços, tem sido desde há muito tempo um dos principais objetivos da engenharia mecânica.

A partir de sérios acidentes ocorridos com navios durante a segunda grande guerra, deu-se grande ênfase ao estudo da temperatura de transição dúctil-frágil, por meio de ensaios de impacto Charpy V, com o intuito de se conhecer o comportamento destes aços e evitar a ocorrência de fraturas frágeis. Porém, a relação entre os resultados destes ensaios e tais fraturas não pode ser generalizada para estruturas de qualquer espessura e resistência mecânica^[1]. Assim, procurou-se determinar novas formas de se prever a fratura destes materiais. Através das teorias de elasticidade e da plasticidade pode-se encontrar uma relação matemática entre a tenacidade, o tamanho da trinca e a tensão aplicada ao material para prever o comportamento de uma estrutura ou componente quanto a resistência ao crescimento de trincas.

A tendência atual dos projetistas mecânicos é trabalhar com base nos valores característicos de tenacidade à fratura dos metais, principalmente dos aços. Desta maneira, é importante o conhecimento dos princípios da mecânica de fratura e dos critérios normalizados para se determinar a tenacidade à fratura de um determinado material. Os resultados obtidos nos testes da mecânica de fratura são aplicados em projetos e na determinação do tempo de vida de estruturas e componentes.

Partindo do pressuposto que os projetos são feitos considerando-se as propriedades mecânicas dos materiais “como fabricados”, é de se esperar que, caso haja uma variação não considerada no projeto, de qualquer uma destas propriedades, acidentes ou mesmo mal funcionamento de um equipamento ou estrutura possam ocorrer. Mesmo os materiais produzidos para trabalhos em condições especiais, como por exemplo os aços para altas temperaturas, podem sofrer grandes modificações de suas propriedades mecânicas, devido à fluência, fadiga e envelhecimento.

Em aços de baixa liga e alta resistência, a exposição a altas temperaturas durante longo tempo causa reações de precipitados, cujo tipo e cinética dependerão das condições de serviço, dos elementos de liga e da história metalúrgica do aço. As mudanças químicas e microestruturais do aço nestas condições são importantes, pois, na maioria das vezes causam variações

INTRODUÇÃO

indesejáveis de suas propriedades mecânicas. No caso específico dos aços ferríticos, uma variação indesejável é a redução da resistência coesiva nos contornos de grãos devido à segregação de certas impurezas, com conseqüente redução de ductilidade e tenacidade, quando aquecidos ou resfriados lentamente em determinadas faixas de temperaturas.

Estudou-se, neste trabalho, as variações da tenacidade à fratura do aço DIN 15Mo3, usado principalmente para fabricação de vasos de pressão e equipamentos siderúrgicos, quando submetido a um envelhecimento térmico equivalente a 100000 horas a 350°C. Este envelhecimento térmico foi realizado, na realidade, à temperatura de 450°C, utilizando-se para o cálculo de equivalência de tempo, as equações clássicas de Arrhenius e Hollomon-Jaffe.

O estudo foi realizado no material tanto no estado normalizado quanto no estado normalizado e temperado, já que a estrutura de têmpera é relativamente mais fácil de se obter do que uma estrutura típica de solda, que é a mais crítica das que ocorrem na prática. Uma vez que as estruturas de têmpera apresentam condições mais críticas em termos de tenacidade à fratura do que as de solda, o estudo aqui apresentado permite tirar conclusões a respeito do comportamento deste material.

Mediu-se a tenacidade do aço DIN 15Mo 3 através dos ensaios de impacto, COD e integral J e também suas propriedades de tração e a dureza, a fim de se verificar as suas condições durante e após o envelhecimento térmico de longa duração.

2 ELEMENTOS DE FRATURA

2.1 Introdução

Uma falha da mecânica de fratura é a falta de um critério de fratura. A mecânica aplicada pode até certo ponto descrever as tensões e deformações na vizinhança de um entalhe ou da ponta de uma trinca. As condições sob as quais essas tensões e deformações causarão propagação da trinca não estão ainda bem estabelecidas. Geralmente assume-se que a extensão da trinca ocorrerá quando as tensões na ponta excederem um valor crítico. Tem sido sugerido o uso da deformação ou tensão média a uma certa distância da ponta da trinca como um critério de fratura.

O critério de fratura deve ser baseado em modelos físicos estabelecidos a partir de conhecimentos dos mecanismos de fratura. Nenhum modelo é requerido para o critério de balanço de energia, mas a condição de energia indica somente quando o crescimento da trinca irá ocorrer, o qual depende do material à frente da trinca.

Quando uma trinca tiver se desenvolvido até um certo tamanho, seja devido à fadiga ou corrosão sob tensão, a fratura final ocorrerá por clivagem ou por fratura dúctil. Como a fratura por clivagem está geralmente associada com deformação plástica muito pequena, ela é denominada fratura frágil. Porém, o termo fratura frágil é geralmente generalizado a todas as fraturas que estão associadas com deformação plástica pequena, embora a separação final ocorra de uma maneira dúctil.

2.2 Fratura por Clivagem

A fratura por clivagem é a forma de fratura mais frágil que pode ocorrer em materiais cristalinos. A probabilidade de se encontrar fratura por clivagem aumenta com o abaixamento da temperatura e com o aumento da taxa de deformação. Abaixo da temperatura de transição, a fratura requer menos energia para ocorrer e o aço se comporta de uma maneira frágil.

Este tipo de fratura ocorre por separação direta ao longo de planos cristalográficos devido a uma simples quebra das ligações atômicas. Sua principal característica é que está geralmente associada com um plano cristalográfico particular. O ferro, por exemplo, cliva ao longo dos planos (100) de sua célula unitária^[2]. Isto resulta em uma superfície relativamente plana da

trinca por clivagem dentro de um grão. Como os grãos vizinhos têm suas orientações ligeiramente diferentes, a trinca por clivagem muda de direção no contorno de grão para continuar a propagação no plano de clivagem preferido. As facetas planas de clivagem através do grão têm uma alta reflexividade, resultando assim em uma aparência brilhante.

Quando observadas por meio de um microscópio ótico ou eletrônico, as facetas de clivagem parecem conter pequenas irregularidades. Dentro de um grão uma trinca pode crescer simultaneamente em dois ou mais planos cristalográficos paralelos. As duas trincas paralelas se unem ao longo de uma linha onde elas se superpõem, seja por clivagem secundária ou por cisalhamento, para formar um degrau. Os degraus de clivagem podem também iniciar dentro de um cristal pela passagem de deslocamentos em hélice. Geralmente os degraus de clivagem serão paralelos à direção de propagação da trinca e perpendiculares ao plano da mesma, pois isto minimiza a energia para a sua formação, expondo um mínimo de superfície livre extra.

Um número de degraus de clivagem pode se unir e formar um degrau múltiplo; degraus de clivagem de sinais opostos podem se unir e desaparecer. A fusão de degraus de clivagem resulta em um rio de clivagens, assim chamado por causa de sua semelhança com um rio e seus afluentes. Os rios de clivagem geralmente se formam na passagem de um contorno de grão. Uma trinca de clivagem persiste em seguir um plano cristalográfico específico; quando uma trinca atravessa um contorno de grão, ela terá que se propagar em outro grão com orientação diferente. Pode ocorrer isto em um certo número de locais e espalhar em um novo cristal, dando lugar à formação de um grande número de degraus de clivagem, os quais podem se unir e formar um rio de clivagem. A convergência de rios de clivagem é sempre rio abaixo: isto dá a possibilidade de determinar a direção da propagação da trinca local em uma micrografia. A deformação plástica requer energia, e, portanto, rios e degraus de clivagem são observados com mais abundância em fraturas de clivagem produzidas à temperaturas próximas à de transição.

2.3 Fratura Intergranular

Sob condições especiais, trincas podem se formar e propagar nos contornos de grãos.

Entretanto, não há um mecanismo simples de fratura intergranular e as seguintes situações podem contribuir para que ela ocorra:

a) precipitação de fase frágil no contorno do grão

Fases frágeis podem ser depositadas nos contornos de grãos do aço devido a revenimento inadequado. A fragilização da martensita revenida na faixa de 350°C e a fragilização devido ao revenido de aços liga na faixa de 550°C, envolvem aparentemente, a segregação de impurezas tais como P e S para a austenita anterior nos contornos de grãos. Estas finas camadas de átomos de impurezas não são observadas na superfície de fratura, mas podem ser observadas com técnicas de análise de superfície, como por exemplo, espectroscopia eletrônica Auger. Segregação de partículas de nitreto de alumínio nos contornos de grãos durante a solidificação é um mecanismo comum de fragilização em aços fundidos^[3]. Nitreto de alumínio, se presente em quantidade suficiente pode também contribuir para a degradação da tenacidade, como resultado da fragilização de revenido em ligas forjadas.

b) fragilização por hidrogênio e por metal líquido

O hidrogênio pode degradar severamente a tenacidade de uma liga. Embora o mecanismo preciso de fragilização pelo hidrogênio não seja completamente entendido, sabe-se que o hidrogênio atômico aparentemente se liga ao átomo do metal e reduz a resistência coesiva nos contornos de grãos. O hidrogênio pode vir de um número de fontes, incluindo umidade, compostos contendo hidrogênio, tal como H₂S, e hidrogênio gasoso. Um problema, no caso de aços é a adsorção de umidade durante a soldagem, que causa trincas na zona afetada termicamente.

Metais líquidos, quando um pouco acima de sua temperatura de fusão, podem fragilizar um segundo metal de maior ponto de fusão. O aço, por exemplo, pode fragilizar quando colocado em contato com metais fundidos de mais baixos pontos de fusão, tais como lítio e sódio^[3]. Acredita-se que o mecanismo de fragilização pelo metal líquido seja similar à fragilização pelo hidrogênio.

c) corrosão intergranular

A corrosão intergranular envolve o ataque preferencial dos contornos dos grãos, ao contrário da corrosão generalizada onde o material é dissolvido uniformemente através da superfície. O ataque intergranular é diferente do trincamento assistido pelo meio ambiente porque não há mecanismo de fragilização associado à corrosão no contorno de grão.

d) cavitação no contorno do grão e trincamento em altas temperaturas

Em altas temperaturas, os contornos de grãos são fracos em relação à matriz, e uma significativa porção de deformação por fluência, é acomodada pelo deslizamento dos contornos de grãos. Em tais casos, a nucleação e crescimento de vazios (em partículas de segunda fase) é concentrada nos contornos da trinca, e se formam trincas à medida que cavidades crescem e coalescem nos contornos de grãos. Cavitação nos contornos de grãos é um mecanismo dominante de crescimento de trincas por fluência em metais.

e) trincamento devido ao ambiente

Trincas assistidas pelo meio ambiente são relacionadas com a fragilização pelo hidrogênio, na qual o hidrogênio dita a regra do processo de trincamento. Ligas de alta resistência são mais susceptíveis ao trincamento assistido pelo meio ambiente e os ambientes prejudiciais incluem soluções de H_2O - $NaCl$, H_2S , amônia e hidrogênio gasoso. O trincamento é dependente do tempo e geralmente segue os contornos dos grãos.

2.4 Fratura Dúctil

A fratura dúctil se caracteriza pela quantidade de deformação plástica associada ao processo. A nível atômico, a fratura dúctil ocorre quando as ligações entre os átomos são quebradas no plano da tensão aplicada e a superfície de fratura é paralela à tensão. Ela é denominada também fratura por cisalhamento. Na realidade, esse modo de fratura é um processo de deformação plástica extremamente localizada. Em sólidos cristalinos a deformação plástica tende a ser confinada a planos cristalográficos de átomos que apresentam baixa resistência ao cisalhamento. Esses planos são chamados planos de deslizamento e no caso dos metais cúbicos de face centrada são os planos $\{111\}$ e para os metais cúbicos de corpo centrado, os planos $\{112\}$ e $\{110\}$.

O tipo mais familiar de fratura dúctil é o obtido por carregamento em tração, o qual produz a fratura clássica taça e cone. Após se ter atingido a carga máxima a alongação plástica de uma forma prismática se torna não homogênea e se concentra em uma pequena porção da amostra

ocorrendo a estrição. Em metais extremamente puros, a deformação plástica ocorre até que o local da estrição se reduza a um ponto (100% de redução de área)^[4]. Os materiais de engenharia não são puros, mas contém grandes quantidades de partículas de segunda fase, as quais se distinguem em três tipos:

- a) Grandes partículas, visíveis no microscópio ótico. Seu tamanho pode variar de 1 a 20 μm . Elas consistem geralmente de compostos de vários elementos de ligas. Os elementos de liga podem ser adicionados para melhorar fundibilidade ou outras propriedades. As partículas não são essenciais à resistência do material e geralmente não servem a nenhum propósito. Algumas vezes, entretanto, essas partículas podem ser produzidas com algum propósito, como no caso de carbeto em certos aço.
- b) Partículas intermediárias, somente visíveis por meio do microscópio eletrônico. Seu tamanho é da ordem de 500-5000 Å . Estas partículas podem também consistir de compostos complexos de vários elementos de ligas. Algumas vezes essas partículas são essenciais para as propriedades do material, como por exemplo, o caso de metais endurecidos por dispersão e no caso de aços onde os carbeto do tamanho mencionado são desenvolvidos intencionalmente.
- c) Precipitado de partículas, em certos casos visíveis ao microscópio eletrônico. Seu tamanho é da ordem de 50-500 Å . São propositalmente desenvolvidos por meio de tratamento térmico de solução e envelhecidos e servem para dar à liga requisitos de resistência ao escoamento.

As grandes partículas são geralmente muito frágeis e, portanto, não podem acomodar deformação plástica da matriz vizinha. Como resultado fraturam facilmente, quando a matriz tiver sofrido apenas uma pequena quantidade de deformação plástica. Isto resulta na formação de vazios. O início de vazios em grandes partículas pode ser observado em um microscópio ótico.

A fratura pode ser induzida por partículas intermediárias muito menores, pois tais partículas não podendo deformar com a facilidade com que a matriz se deforma, elas perdem coerência com a matriz quando ocorre uma deformação plástica extensiva na sua vizinhança.

O mecanismo de iniciação, crescimento e coalescência de microvazios dá lugar às características fractográficas. Quando observada em um microscópio eletrônico a superfície

de fratura consiste de pequenos dimples os quais representam os vazios coalescidos. Na maioria dos dimples as pequenas partículas que iniciaram o vazio podem ser facilmente reconhecidas.

Dimples sempre têm uma forma irregular, devido à ocorrência aleatória de vazios. Entretanto, podem ser divididos de uma maneira grosseira em duas categorias, de acordo com a sua forma aparente: equiaxiais e parabólicos. A forma na qual eles aparecem em um microscópio depende dos sistemas de tensão que estavam atuando durante a sua formação e do ângulo de observação no microscópio. Dimples equiaxiais se formam quando as tensões são predominantemente tração. Dimples alongados se formam no modo de cisalhamento ou do rasgamento.

Contrário ao processo de clivagem, onde a ação de uma tensão de tração é suficiente para a separação, a fratura dúctil não pode ocorrer sem deformação plástica. O mecanismo de separação final é uma consequência direta de movimentos de deslocamentos e escorregamentos necessários para o crescimento e coalescência de vazios. Além de uma tensão induzir o movimento de deslocamentos, é requerida uma certa quantidade de deformação plástica para ocorrer a separação em uma forma dúctil. Essa deformação plástica pode estar confinada a um pequeno volume de material através do qual ocorre a fratura. Então a fratura ocorre com deformação plástica relativamente pequena, em escala microscópica, requerendo assim pouca energia.

2.5 Resistência Coesiva Teórica

Basicamente, as forças de coesão entre os átomos, são responsáveis pela resistência dos metais. A força coesiva entre dois átomos varia senoidalmente em função da distância que os separa, como mostrado na Figura 1, onde x_0 é o espaço interatômico para um cristal não deformado e λ é o comprimento de onda da rede cristalina. O máximo da curva corresponde à resistência coesiva teórica do material, o qual ocorre devido à maior taxa de redução da força repulsiva com o aumento da distância entre os átomos em relação à força coesiva, quando o metal é submetido a uma carga de tração. A partir deste ponto a força de coesão cai mais rapidamente com a distância entre os átomos.

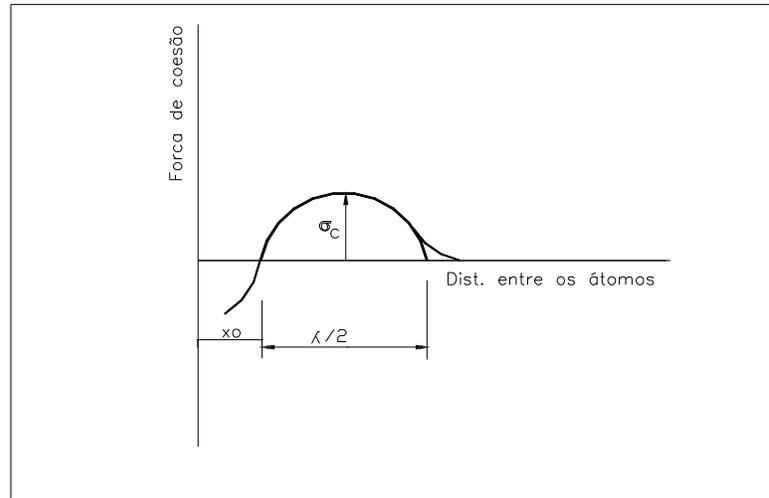


Figura 1 – Força coesiva em função da distância entre os átomos [ref. 5, 12]

Uma aproximação da resistência coesiva teórica, para materiais frágeis, pode ser dada por^[2,5]:

$$\sigma = \sigma_c \text{sen} \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (1)$$

onde σ_c é resistência crítica para fratura ou resistência crítica coesiva e $x = x' - x_0$ é a variação da distância atômica. Para pequenos deslocamentos, $\text{sen} x \approx x$ e

$$\sigma = \sigma_c \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (2)$$

Considerando-se um sólido elástico frágil, tem-se pela lei de Hooke:

$$\sigma = E\varepsilon = \frac{E x}{x_0} \quad (3)$$

$$\sigma_c = \frac{\lambda}{2\pi} \frac{E}{x_0} \quad (4)$$

Uma fratura em um sólido frágil, gera duas superfícies cada uma com uma energia superficial γ_s [ergs/cm²]. O trabalho gasto na geração destas superfícies, é dado pela área abaixo da curva tensão x deslocamento:

$$U_o = \int_0^{\frac{\lambda}{2}} \sigma_c \operatorname{sen} \frac{2\pi x}{\lambda} dx = \frac{\lambda \sigma_c}{\pi} \quad (5)$$

$$\text{então,} \quad \frac{\lambda \sigma_c}{\pi} = 2 \gamma_s \quad \rightarrow \quad \lambda = \frac{2\pi \gamma_s}{\sigma_c} \quad (6)$$

substituindo na Equação 4, tem-se:

$$\sigma_c = \left(\frac{E \gamma_s}{x_0} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (7)$$

que é a relação entre a tensão crítica de fratura e a energia superficial. Baseando-se em outras aproximações e outros valores típicos de E , x_0 e γ_s chega-se a valores, de σ_c entre $\frac{E}{4}$ e $\frac{E}{15}$.

Na realidade, sabe-se que o valor real de σ_c é cerca de 10 a 1000 vezes menor, o que implica que devem haver pequenos defeitos internos (micro trincas, vazios, etc.) os quais causam concentrações de tensões localizadas.

2.6 Critério de Fratura Frágil (Critério de Griffith)

A explicação para a discrepância entre a resistência de fratura dos cristais e a resistência coesiva teórica, foi primeiramente estudada por Griffith, que apesar de ter sido proposta para um material frágil perfeito, e não poder ser aplicada diretamente para os metais, influenciou enormemente o estudo da fratura. Seu critério estabelecia que uma trinca se propagará somente se a energia de deformação elástica for, no mínimo, igual à energia necessária para a formação de superfície da mesma^[7,8].

Considerando o modelo de trinca da Figura 2, onde a espessura da chapa é desprezível, tem-se um estado plano de tensões.

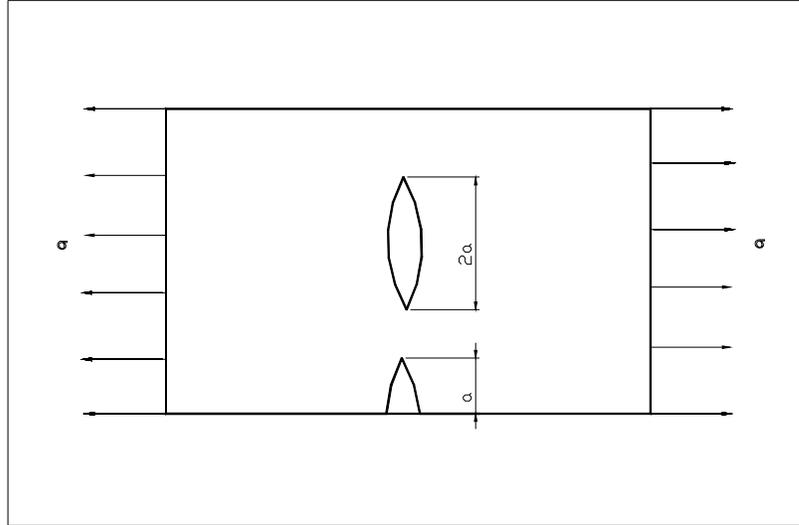


Figura 2 - Modelo de trinca de Griffith [ref. 7, 18]

Se a chapa é tensionada perpendicularmente ao plano da trinca, por uma tensão constante, qualquer aumento do seu comprimento implica em uma diminuição da energia elástica de deformação. Considerando que a energia elástica de deformação por unidade de área é dada por:

$$U_E = -\frac{\pi a^2 \sigma^2}{E} \quad (8)$$

e que a energia de superfície devido à trinca é: $U_S = 4a\gamma_s$ onde γ_s é a energia de superfície por unidade de área, tem-se que a energia total após a propagação da trinca é: $U_T = U_E + U_S$.

De acordo com Griffith, a trinca se propagará se um aumento “da” do seu comprimento não

implicar na variação de U_T . Então, $\frac{dU_T}{da} = 0 \rightarrow \frac{d}{da} \left(4a\gamma_s - \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E} \right) = 0$

$$4\gamma_s - \frac{2\pi a \sigma^2}{E} = 0 \rightarrow \sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (9)$$

Desta forma, determinou-se a mínima tensão necessária para causar a propagação de uma trinca num material frágil em função do tamanho da micro trinca, no estado plano de tensões.

Para o estado plano de deformações, a equação de Griffith é:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{(1-\nu^2)\pi a}} \quad (10)$$

2.7 Critério da Instabilidade (Critério de Irwin)

Muitos materiais exibem uma deformação plástica próxima à ponta da trinca, o que lhes dá alguma tenacidade, isto é, resistência à propagação da trinca.

Em 1948, Irwin verificou que para ocorrer a propagação de uma trinca, quando se tem esta deformação plástica localizada, é necessário uma certa quantidade de trabalho plástico (γ_p)^[9,10] cujo valor influencia grandemente o processo de fratura e sugeriu que o critério de Griffith poderia ser modificado de modo a ser aplicado a estes materiais.

Em altas velocidades de trinca e/ou baixa temperatura e/ou material intrinsecamente frágil, γ_p é relativamente baixo ($\gamma_p < 10\gamma_s$), o que implica que:

- as deformações plásticas na vizinhança da trinca são pequenas (micro deformações) e ocorrem em tensões abaixo do limite elástico;
- as tensões em regiões adjacentes à ponta da trinca são altas, da ordem de $\frac{E}{10}$ ou mais.

Consequentemente, a trinca se propaga de maneira contínua e elástica. A equação de Griffith pode ser escrita da seguinte forma:

$$\frac{\pi a \sigma^2}{E} = 2\gamma_s \quad (11)$$

onde $\frac{\pi a \sigma^2}{E} = G$ é a taxa de liberação de energia elástica, que representa a energia elástica por unidade de área da superfície da trinca, e $2\gamma_s = R$, que é a resistência ao crescimento da trinca.

De acordo com Irwin, quando a taxa de liberação de energia for igual à resistência do material à propagação da trinca, esta se torna instável e, portanto, a resistência à propagação da trinca será:

$$R = 2(\gamma_p + \gamma_s) \quad (12)$$

e a equação de Griffith modificada, no estado plano de tensões, será:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (13)$$

e para o estado plano de deformações:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a(1 - \nu^2)}} \quad (14)$$

2.8 Sensibilidade ao Entalhe pelo Ensaio de Tração

2.8.1 Efeitos do Entalhe

A distribuição de tensões em um corpo no qual há uma descontinuidade qualquer, não é uniforme na região desta descontinuidade, e será maior, nesta região, do que a tensão média nos pontos mais distantes do corpo. Se a tensão na ponta do entalhe atingir o limite de escoamento do material, haverá uma deformação plástica localizada, a qual aliviará a tensão elástica limitando-a ao nível da tensão de escoamento do material^[9]. Se considera um material frágil, tem-se uma grande concentração de tensões, pois, não haverá deformação plástica suficiente para aliviá-las.

Entretanto, o maior efeito do entalhe é a criação de um estado triaxial de tensões. Considerando uma chapa fina com um entalhe, submetida a uma tensão σ (menor que o limite elástico), conforme a Figura 3-a, vê-se que à medida que se afasta do entalhe, σ_y diminui causando um gradiente de deformação plástica na ponta do entalhe. Produz-se então uma tensão elástica σ_x que também decresce com o aumento da distância em relação à ponta do entalhe.

Levando-se em consideração que só há tensão se houver restrição, e que na superfície da chapa a tensão é zero (não há restrição), pode-se afirmar que a tensão na direção z (σ_z) é desprezível e que se tem um estado plano de tensões ($\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$).

No caso de uma chapa grossa (espessura relativamente grande comparada com o entalhe), não se pode desprezar a tensão na direção z, e portanto, tem-se um estado plano de deformações ou estado triaxial de tensões (Figura 3-b).

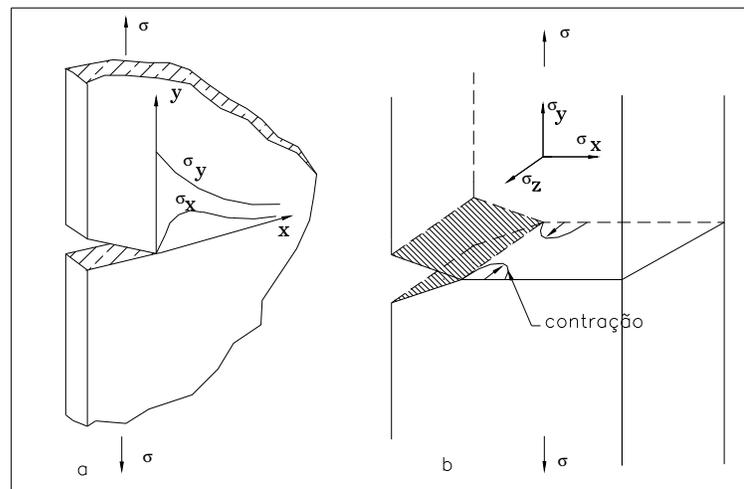


Figura 3 - Estados de tensões
a - Estado plano de tensões; b - Estado plano de deformação [ref. 5]

Próximo à ponta do entalhe, onde σ_y é maior, ocorre uma contração elástica (devido ao efeito de Poisson). Como a tensão não atua na área do entalhe, esta se concentrará na frente do mesmo. Assim, aparecerão tensões de tração (σ_z) na região contraída enquanto a área do entalhe manterá suas dimensões originais.

Como dito anteriormente, as superfícies da placa não são tensionadas externamente e, conseqüentemente, σ_z será máximo no centro da chapa. Da mesma forma, são estabelecidas tensões de tração na direção x, devido à restrição à contração nesta direção. Tais tensões elevam o valor de σ_y para ocorrer o escoamento, o que pode ser explicado considerando-se o critério de Tresca para o escoamento. Por este critério, $\sigma_y = \sigma_1 - \sigma_3$ ou $\sigma_y = \sigma'_y - \sigma'_x$.

Se o corpo não tem um entalhe, $\sigma_y = \sigma'_y - 0$, o que significa que a tensão σ_y mede o escoamento. Se o corpo tem um entalhe, σ'_y deve ser maior para que tal escoamento ocorra.

Quando ocorre um escoamento localizado, na ponta da trinca, há uma deformação plástica com volume constante ($\nu = 0,5$ em vez do valor elástico $\nu = 0,3$) e um conseqüente aumento de σ_x , o qual tem seu valor máximo na interface elasto-plástica. Com o aumento da tensão, a zona plástica move-se para o interior até que toda a região do entalhe se torne plástica, ocorrendo o colapso. Devido à dificuldade de expansão da zona escoada na presença de tensões triaxiais no entalhe, a tensão de escoamento geral de um corpo entalhado é maior do que a tensão para o escoamento uniaxial.

2.8.2 Teste de Tração com Entalhe

A tendência para a redução da ductilidade na presença de um campo triaxial de tensões, como ocorre num entalhe é denominada sensibilidade ao entalhe. Ao ser tracionado, o corpo-de-prova cilíndrico com entalhe fica submetido a um estado triaxial de tensões no seu interior e a um estado biaxial de tensões na raiz do entalhe^[5]. Após a ruptura do corpo-de-prova, pode-se calcular a resistência ao entalhe (RE), a relação entalhe-resistência (RER) do metal na temperatura do ensaio e o índice de tenacidade (NYR), que é a relação entre a resistência mecânica em tração para uma amostra entalhada e a resistência mecânica (ou limite de escoamento) em tração para uma amostra lisa, a partir das seguintes equações:

$$RE = \frac{P_{max}}{A_0} \quad (15)$$

$$RER = \frac{RE}{\sigma_r} \quad (16)$$

$$NYR = \frac{(\sigma_r)_{entalhe}}{(\sigma_e)_{lisa}} \quad (17)$$

Se RER for menor do que 1, o metal é frágil na presença do entalhe. Metais dúcteis têm o valor de RER maior do que 1. Materiais com altos valores de σ_r têm valores baixos de RE sendo, portanto, frágeis na presença de entalhes.

Valores de NYR menores que 2, indicam baixa tenacidade e considerável sensibilidade ao entalhe, e valores maiores que 2 indicam alta tenacidade e mínima sensibilidade ao entalhe.

É importante observar que o raio do entalhe e sua profundidade têm grande influência nos valores de RE, RER e NYR.

2.9 Resistência ao Impacto

2.9.1 Aspectos Gerais

De uma maneira geral, define-se tenacidade como a capacidade que um metal tem de absorver energia até a ruptura, ou seja, é a medida da energia absorvida durante a deformação e a fratura.

Investigações em fraturas de vários tipos de aços estruturais, tais como pontes, vasos de pressão, etc., mostraram que a tenacidade ao impacto é um parâmetro de grande importância na seleção de materiais, principalmente quando estes devem ser usados em condições de carga rápida ou baixas temperaturas.

Um estado triaxial de tensões, tal como existe em um entalhe, e baixas temperaturas, são responsáveis pela maioria das falhas de fratura frágil. Como um carregamento rápido acentua o efeito da temperatura e das tensões, os ensaios de impacto determinam a suscetibilidade dos materiais à fratura frágil.

Tais ensaios são essencialmente comparativos, isto é, seus resultados não devem ser usados diretamente nos cálculos de projetos, tendo valor apenas na comparação de materiais iguais.

A tenacidade ao impacto é avaliada por corpos-de-prova de forma e tamanhos predeterminados, em máquina própria, através da queda de um pêndulo com peso conhecido. Os métodos de teste mais comuns são o Charpy e o Izod, descritos pela norma ASTM E 23-96^[6]. Diversos fatores afetam a tenacidade ao impacto nos aços:

- Fatores químicos: o conteúdo de carbono, os elementos de liga, conteúdo de gases e impurezas são os fatores químicos que mais afetam a tenacidade ao impacto dos aços.
- Fatores físicos: incluem microestrutura, tamanho de grão, tamanho da seção, orientação do corpo-de-prova, entre outros.

Sob cuidadoso controle das condições de teste, pode-se obter resultados confiáveis e repetitivos.

2.9.2 Temperatura de Transição

Aços de baixa liga e aços de baixo carbono assim como muitos outros metais de estrutura ccc, estão sujeitos à redução da energia de impacto absorvida, com a redução da temperatura^[11]. Esta mudança é acompanhada pela transição de uma superfície de fratura de aparência fibrosa (fratura dúctil) para cristalina (fratura frágil).

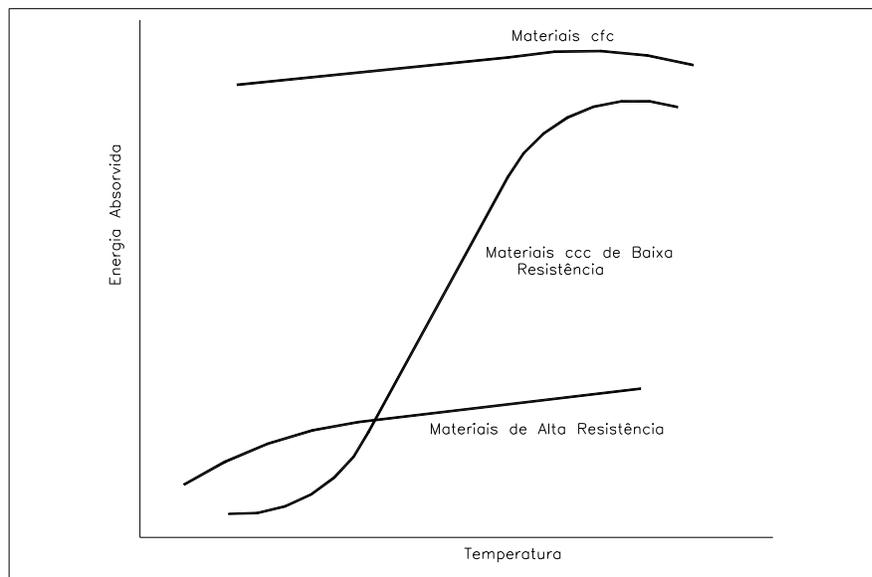


Figura 4 – Curvas de transição dúctil-frágil [ref. 5, 11]

A temperatura na faixa de transição é chamada de temperatura de transição dúctil-frágil. As curvas de temperatura de transição (Figura 4) são usadas para determinar a temperatura acima da qual a fratura frágil não ocorrerá em níveis de tensões elásticas. Quanto menor a temperatura de transição, maior a tenacidade à fratura do material^[5].

No caso da curva apresentar uma queda acentuada, é feita uma distinção entre o patamar superior, zona de transição (queda brusca) e patamar inferior. Quando a queda brusca se estende sobre uma faixa de temperaturas mais larga, não existe uma definição geral válida da temperatura de transição.

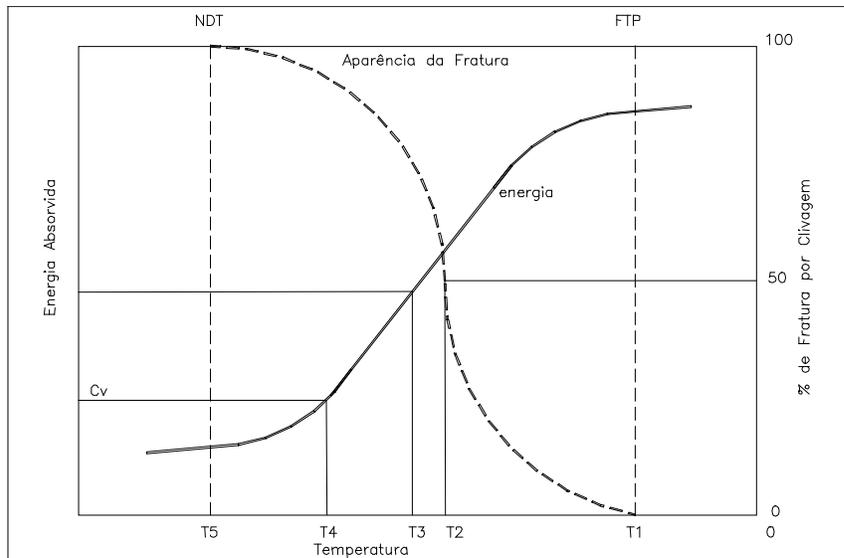


Figura 5 - Critérios para determinação da temperatura de transição [ref. 5, 11]

A Figura 5 mostra os diversos critérios para a determinação da temperatura de transição. A temperatura T_1 , é a temperatura que define o critério mais conservador, aquele no qual a fratura é 100% fibrosa, correspondendo ao patamar superior de energia de fratura, denominado transição para fratura frágil (FTP).

Temperatura de transição de aparência da fratura (FATT), é o critério que define a temperatura de transição (T_2) para a qual se observa 50% de fratura frágil e 50% de fratura dúctil. A temperatura T_3 define a temperatura de transição como a média entre os patamares superior e inferior. T_4 é a temperatura de transição da ductilidade, a qual é baseada em um valor de baixa energia absorvida, mas que em geral não tem significado algum, a não ser para aços de baixa resistência usados em navios (normalmente tomado como $C_v = 15 \text{ ft.lb}$).

Um critério bem definido é o da temperatura de ductilidade nula (NDT), na qual a fratura se torna 100% por clivagem (T_5). A NDT é a temperatura na qual a fratura se inicia sem qualquer deformação plástica anterior, isto é, abaixo dela não ocorrerá fratura dúctil^[8].

3 ELEMENTOS DE MECÂNICA DE FRATURA

A mecânica de fratura procura substituir o conceito de segurança baseado na mecânica clássica ($\sigma_{nom} < \sigma_e$) por um conceito que considera a tenacidade do material nas condições o mais próximo possível das encontradas na realidade^[10].

Um defeito, independentemente do seu tamanho, pode causar rupturas bruscas, dependendo de sua posição e das condições de carregamento a que está sujeita a estrutura. Comumente, substitui-se o defeito por uma trinca equivalente de modo que a resistência à fratura possa ser avaliada em termos das condições tensão-deformação na ponta da trinca.

A mecânica de fratura então admite que a influência das cargas aplicadas sobre a extensão da trinca pode ser representada em termos de certos parâmetros, os quais caracterizam a intensidade tensão-deformação na ponta da mesma. Conhecendo-se as características do material e as tensões que nele atuam, pode-se determinar o tamanho permissível do defeito, e da mesma forma, conhecendo-se as características do material e o tamanho de um defeito nele existente, pode-se determinar qual a máxima tensão a que se pode submetê-lo.

3.1 Mecânica de Fratura Linear Elástica

A mecânica de fratura linear elástica (MFLE) é uma aproximação para a fratura baseada inteiramente na teoria elástica linear e se aplica aos materiais de comportamento frágil ou quase frágil. Ela fornece um procedimento analítico que relaciona campos de tensão nas proximidades da ponta da trinca a outros parâmetros, tais como tensão nominal aplicada à estrutura e o tamanho, forma e orientação da trinca^[7]. Permite ainda a representação das propriedades de fratura do material, freqüentemente em termos de apenas um parâmetro. Porém tais princípios têm suas limitações, por exemplo, espessura, temperatura de ensaio, taxa de deformação, etc.

Quando não se tem uma condição de deformação plana, a formação de uma zona plástica na ponta da trinca e o comportamento elastoplástico do material invalidam a MFLE e outros critérios de estudo de fratura devem ser usados. Para materiais para os quais ela é aplicável, o parâmetro que mede a tenacidade à fratura é o fator de intensidade de tensões (K).

3.1.1 Modos de Separação na Ponta da Trinca

Dependendo da posição do plano de uma trinca em um corpo sólido, em relação à tensão aplicada, esta trinca poderá se desenvolver de três modos distintos, os quais são mostrados na Figura 6.

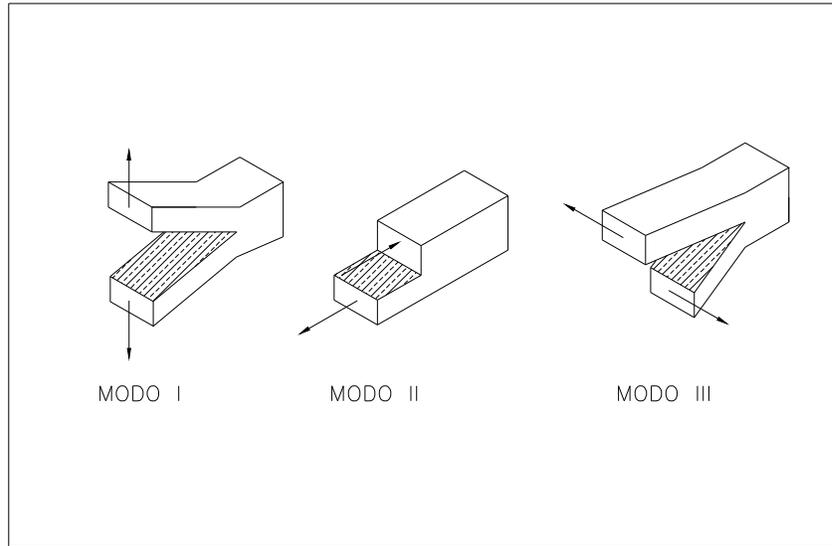


Figura 6 – Modos de abertura de trinca [ref. 7, 15]

O modo no qual a trinca se desenvolve no plano perpendicular à tensão aplicada, é de grande importância, pois, é aquele no qual ocorrem as fraturas mais drásticas^[10]. Ele é chamado de modo I de abertura e é a base da maioria dos estudos da mecânica de fratura.

Quando as superfícies da trinca se formam paralelas ao plano de aplicação da carga, e se desenvolvem no sentido de aplicação da mesma, temos o modo II ou modo de cisalhamento frontal. Tal trinca é devido ao cisalhamento puro.

No modo III, ou modo de cisalhamento paralelo, temos as superfícies da trinca se formando paralelamente ao plano de aplicação da carga e sua frente se desenvolvendo perpendicularmente ao sentido de aplicação da mesma.

Considerando-se uma placa fina, o modo de abertura (modo I), observa-se que a mesma está sujeita a um estado plano de tensões, isto é, $\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$, onde as tensões principais são designadas por $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ e as tensões de cisalhamento são designadas por $\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$.

Por outro lado, uma placa espessa, no modo I, está sujeita a um estado plano de deformações, o qual é caracterizado por $\varepsilon_z = 0$ (deformação na direção z), $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ e $\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$.

3.1.2 Fator de Intensidade de Tensões

Conforme mencionado anteriormente, a MFLE é baseada nas relações entre o valor e distribuição do campo de tensões na vizinhança da ponta da trinca e a tensão nominal aplicada à estrutura; ao tamanho, forma e orientação da trinca; e às propriedades mecânicas do material^[7].

As Equações 18, 19 e 20, que descrevem tal campo de tensões, no modo I, para uma placa infinita (Figura 7), mostram que o seu valor pode ser descrito por um parâmetro simples denominado fator de intensidade de tensões, ou K_I .

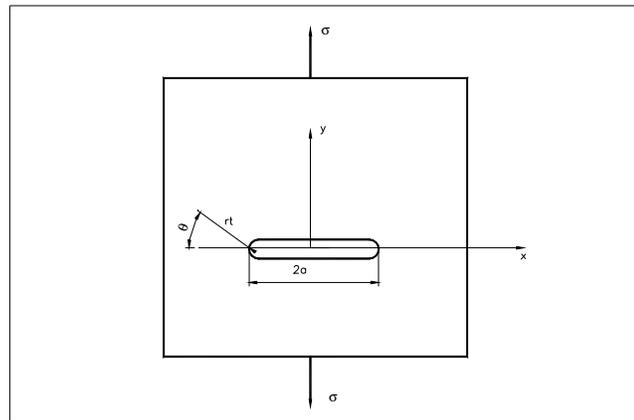


Figura 7 – Modelo para as equações de tensões próximo à ponta da trinca [ref. 2, 20]

Em termos de coordenadas polares, tem-se:

$$\sigma_x = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (18)$$

$$\sigma_y = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (19)$$

$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \quad (20)$$

onde $\sigma_z = 0$ (para estado plano de tensões) e $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ (para estado plano de deformações).

Como cada uma destas equações representa o primeiro termo de uma série, e como os termos restantes são muito pequenos, tem-se uma descrição bastante precisa do campo de tensões na ponta da trinca. De uma maneira geral, pode-se escrever tais equações como:

$$\sigma_{ij} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} f_{ij}(\theta) \quad (21)$$

Para uma orientação à frente da trinca ($\theta = 0$),

$$\tau_{xy} = 0, \quad \text{para } a > r > r_t \quad \Rightarrow \quad \sigma_x = \sigma \frac{\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \quad \text{onde}$$

$$\sigma \sqrt{\pi a} = K_I \quad (22)$$

Pode-se escrever as equações para o campo de tensões na ponta da trinca da seguinte forma:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (23)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (24)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \quad (25)$$

onde $\sigma_z = 0$ no estado plano de tensões e $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$, no estado plano de deformações.

No caso elástico, as tensões são proporcionais à tensão externa σ . Elas variam com $\sqrt{\frac{a}{2r}}$, isto é, tendem ao infinito na ponta da trinca onde r é pequeno. Na realidade isto não ocorre devido à deformação plástica que acontece na ponta da trinca, causando uma relaxação e mantendo as tensões finitas.

Deve-se observar que a Equação 22 é válida somente para placas infinitas. Para placas de dimensões finitas, deve-se considerar o fator de forma $f(a/W)$, onde W é a largura da placa, então:

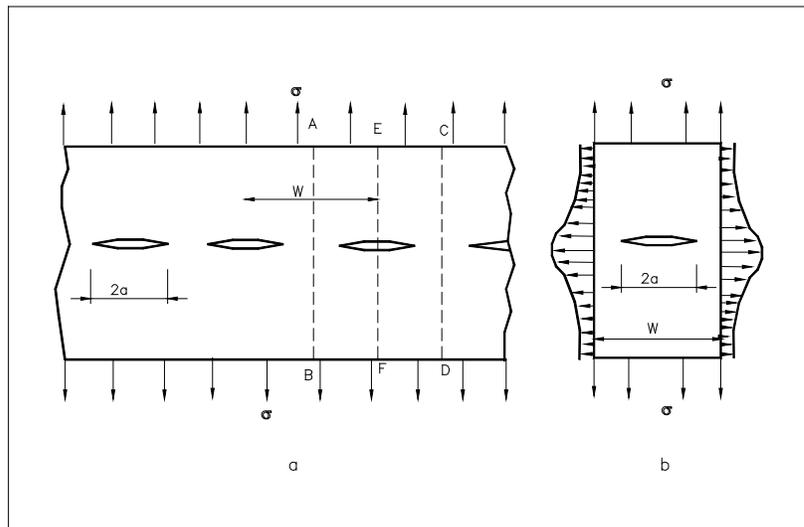
$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (26)$$

Nos casos de uma tira finita sob tração com uma trinca no centro ou na borda, pode-se obter uma solução aproximada. Westergaard, Irwin e Koster^[4] deram soluções para estes casos, a partir de uma chapa infinita com trincas colineares espaçadas igualmente como mostrado na Figura 8-a.

A Figura 8-b mostra a distribuição de tensões em uma placa finita obtida a partir de um corte da placa infinita, nas linhas AB e CD. As tensões paralelas à trinca não contribuem muito para o valor de K e, conseqüentemente a Equação 27:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \left(\frac{W}{\pi a} \operatorname{tg} \frac{\pi a}{W} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (27)$$

pode ser usada como uma solução aproximada para a tira de tamanho finito. Se “ a/W ” se aproxima de zero, isto é, a trinca é muito pequena, a Equação 27 se reduz a Equação 22.



**Figura 8 – [a] – Placa infinita com trincas colineares;
 [b] – Distribuição de tensões em uma tira da placa infinita [ref. 13]**

Foram desenvolvidos por Isida, gráficos para a determinação do fator K para placas finitas e os resultados são apresentados como $K = Y\sigma\sqrt{\pi a}$, onde Y é um polinômio em a/W, o qual já incorpora o fator π . Fedderson^[4] descobriu que a solução acima é muito aproximada para

$\sqrt{\pi a} \sqrt{\sec\left(\frac{\pi a}{W}\right)}$ e então, para uma tira finita sob tração tem-se:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \sqrt{\sec\left(\frac{\pi a}{W}\right)} \quad (28)$$

A partir de um corte da tira infinita nas linhas EF e CD, obtém-se uma tira de largura finita com uma trinca na borda. De uma maneira análoga à placa com trinca central, chega-se à Equação 27 para a/W tendendo a zero. Entretanto, neste caso, as tensões atuantes na tira, contribuem para um deslocamento maior das bordas da trinca e K terá um valor um pouco maior. Segundo Paris^[4], o fator K deve ser corrigido em 12%, e então:

$$K_I = 1.12\sigma\sqrt{\pi a} \quad (29)$$

Desta forma, a tensão aplicada, a forma, orientação e tamanho da trinca e as propriedades do material de uma estrutura sujeita a este tipo de carregamento afetam o valor de K_I , mas não alteram a distribuição do campo de tensões. Se o fator de intensidade de tensões K_I alcançar um valor crítico K_C ocorre a fratura instável (fratura incontrolável).

No estado plano de deformações e no modo I de abertura, K_C é chamado K_{IC} , e representa a habilidade de um material de resistir à extensão progressiva da trinca em um dado campo de tensões na ponta da mesma.

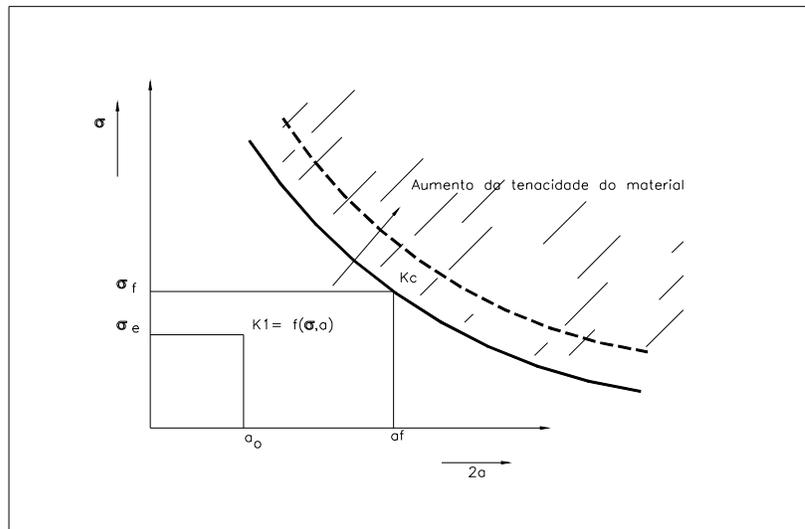


Figura 9 – Relações entre tensão, tamanho de trinca e tenacidade do material [ref. 7,18]

A Figura 9 mostra as relações entre a tensão, tamanho da trinca e tenacidade do material (K_C). Se uma determinada combinação de tensão (σ) e tamanho de trinca (a) na estrutura, isto é, K_I , chega ao nível de K_C , a fratura pode ocorrer. Infinitas combinações de σ e “ a ” tais como σ_f e a_f , podem causar fraturas para um determinado valor de K_C , de mesma temperatura de serviço, taxa de carregamento e espessura de chapa. Por outro lado, combinações como σ_0 e a_0 não causam falhas.

3.1.3 Aspectos Gerais

3.1.3.1 Estado Plano de Tensão Versus Estado Plano de Deformação

Sob o ponto de vista da mecânica de fratura, a tenacidade é a capacidade do material contendo um concentrador de tensões (uma trinca é um concentrador de tensões), de resistir à fratura. Em materiais tenazes, uma trinca se propaga de maneira estável, isto é, há uma deformação considerável dos mesmos, antes de ocorrer a fratura. Este crescimento estável da trinca em materiais tenazes impossibilita uma ruptura brusca.

Um material pode ter sua tenacidade diminuída, isto é, aumentar sua fragilidade, devido a mudanças estruturais, baixas temperaturas de trabalho ou altas taxas de carregamento.

O estado de tensões a que está submetido o material, influencia grandemente no seu comportamento. Uma tensão de cisalhamento impõe um comportamento tenaz em um

material, e em uma escala atômica, a deformação se dá por cisalhamento das ligações através do plano de fratura e sob tensão normal, o material tem um comportamento frágil e sua fratura ocorre por clivagem, isto é, as ligações atômicas são quebradas perpendiculares ao plano de fratura.

Na Figura 10-a temos um material sujeito à tração pura. Na Figura 10-b temos a aplicação de uma outra tensão de tração, a qual não altera a tensão máxima de cisalhamento^[12], não alterando assim, a resistência à deformação plástica. Na Figura 10-c, a aplicação de uma terceira tensão de tração causa uma redução da tensão máxima de cisalhamento, e conseqüente aumento da resistência à deformação plástica. Isto mostra a relação entre uma fratura frágil e as tensões triaxiais que se desenvolvem em pontos de concentração de tensões.

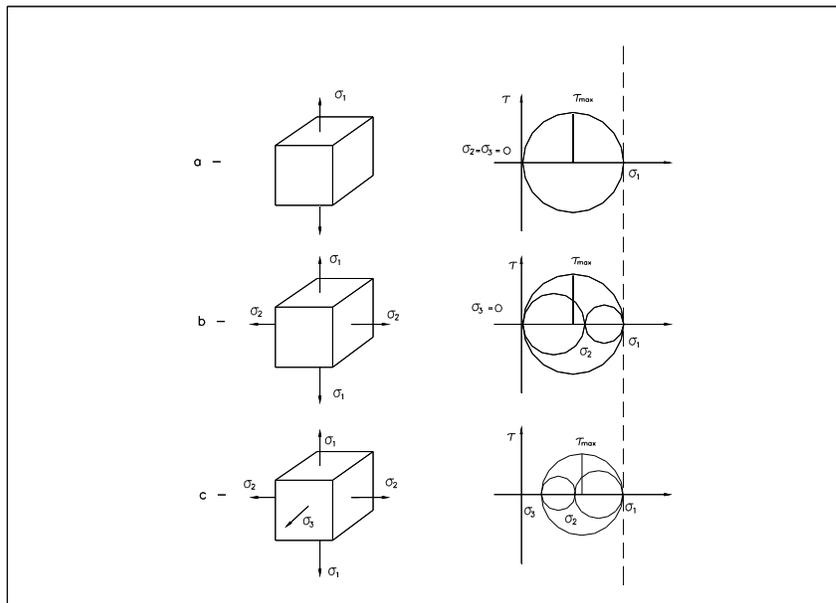


Figura 10 – Estados de tensão e correspondentes círculos de Mohr [ref. 10, 12]

Mesmo que exista uma condição de estado plano de deformação no interior de uma placa, a superfície sempre apresentará um estado plano de tensão. Não existirão tensões perpendiculares à superfície externa, e assim, $\sigma_z = \sigma_3 = 0$ na superfície. Se prevalece o estado plano de deformação no interior da placa, as tensões σ_3 aumentam gradualmente de zero (na superfície) ao valor correspondente ao estado plano de deformação no interior. Conseqüentemente a zona plástica decresce gradualmente de seu tamanho, da superfície para o interior, conforme está ilustrado esquematicamente Figura 11.

O estado de tensão influencia no tamanho da zona plástica. Por outro lado, este influencia no estado de tensão. Quando a zona plástica é grande, comparada à espessura da placa, pode ocorrer escoamento livremente na direção da espessura. Isto está esboçado na Figura 12-a, mostrando uma seção ao longo de uma zona plástica em estado plano de tensão.

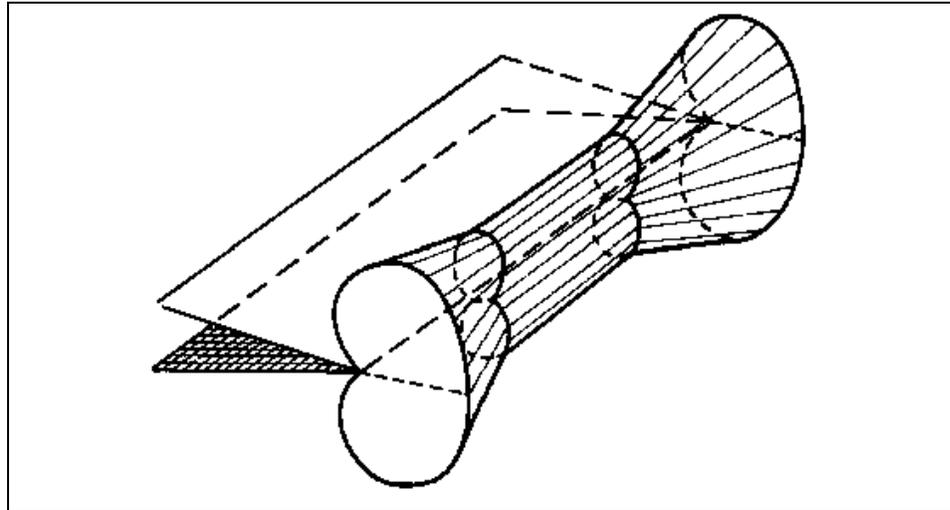


Figura 11 – Forma da zona plástica (tridimensional) [ref. 2]

Quando ela é muito pequena, não pode ocorrer escoamento através da espessura: ϵ_z é mantido igual a zero devido à restrição, pelo material elástico vizinho. O resultado é que a pequena zona plástica está sob um estado plano de deformação. Zonas plásticas grandes promovem o desenvolvimento de estado plano de tensão.

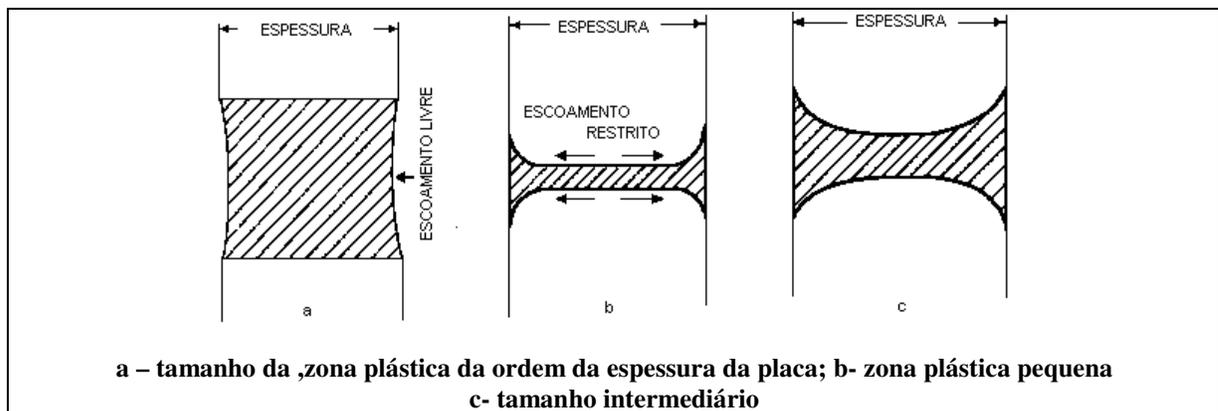


Figura 12 – Tamanho da zona plástica e estado de tensão [ref. 2]

A razão tamanho da zona plástica para espessura é um fator importante para o estado de tensão. Se o tamanho da zona plástica é da ordem da espessura da placa, isto é, r_p/B se aproxima da unidade, prevalece o estado plano de tensão. A razão deve ser apreciavelmente menor que a unidade para existir estado plano de deformação através da maior parte da

espessura (a região de estado plano de tensão na superfície deve se estender sobre uma parte relativamente pequena da espessura). Foi comprovado experimentalmente que o comportamento da trinca é típico do estado plano de deformação se r_p/B é da ordem de 0,025. O tamanho da zona plástica é proporcional a K_I^2/σ_e^2 . Uma intensidade de tensão alta e um limite de escoamento baixo resultam em uma zona plástica grande. Como consequência, requer-se uma espessura grande para manter predominantemente um estado plano de deformação no material com baixo limite de escoamento e tenacidade alta. Portanto, progressivamente são requeridas placas mais espessas para ensaios de tenacidade a fratura em materiais com σ_e mais baixo e K_{IC} mais alto.

3.1.3.2 Efeitos da Espessura

Do que já foi exposto, conclui-se que a espessura da placa afeta consideravelmente o estado de tensão na ponta da trinca. Para manter um estado plano de deformação ao longo da maior parte de tal região, a espessura da placa deve ser suficientemente grande. Para determinar a tenacidade à fratura em estado plano de deformação, K_{IC} , de um material, requer-se uma amostra bastante espessa, dependendo da relação $(K_{IC}/\sigma_e)^2$. Em amostras de pequena espessura, onde o tamanho da zona plástica não é pequeno, quando comparado à espessura, desenvolve-se um estado plano de tensão. Neste caso um fator de intensidade de tensão mais alto pode ser aplicado, antes de ocorrer a propagação da trinca.

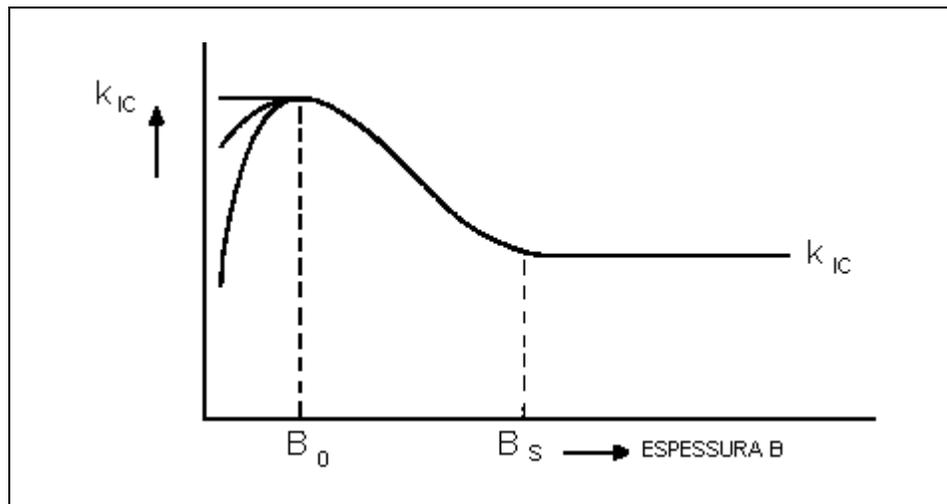


Figura 13 – Tenacidade, como função da espessura [ref. 2]

A dependência de K_{IC} com a espessura é mostrada na Figura 13. Acima de uma certa espessura B_S prevalece um estado plano de deformação e a tenacidade atinge o valor K_{IC} , independente da espessura, desde que $B > B_S$. Há uma espessura ótima B_0 onde a tenacidade assume o nível mais alto. Esse nível é geralmente considerado como sendo a tenacidade à fratura em estado plano de tensão. Na região de transição entre B_0 e B_S , a tenacidade tem valores intermediários. Para espessuras abaixo de B_0 há uma incerteza sobre a tenacidade. Em alguns casos, encontra-se um nível horizontal, e em outros é observado um decréscimo de K_{IC} .

Não existe uma explicação precisa com relação à dependência da espessura, embora tenham sido propostos alguns modelos para explicar o seu efeito. Pode-se apresentar uma explicação plausível para a forma da curva na Figura 13. Notar, em primeiro lugar, que a tensão na ponta da trinca é menor em estado plano de tensão do que em estado plano de deformação. Em segundo lugar, deve-se lembrar que a fratura requer uma combinação de tensão e deformação altas.

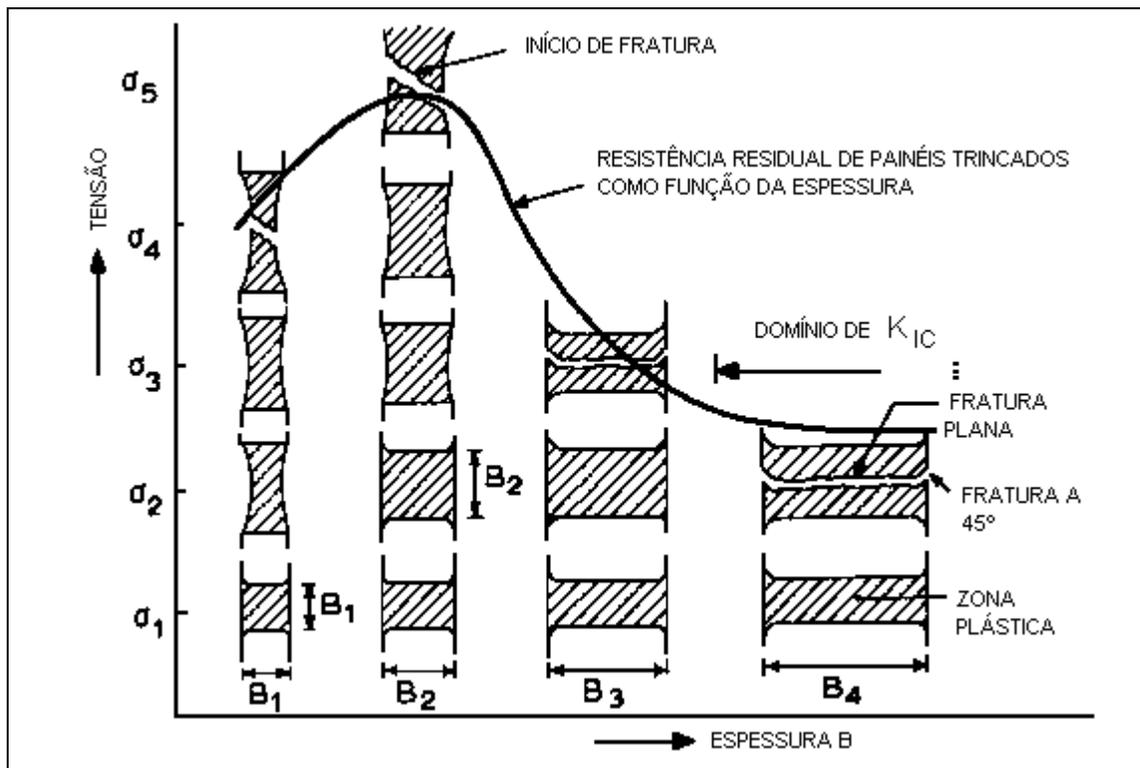


Figura 14 – Resistência residual em função da espessura [ref. 2]

Considere-se quatro painéis de espessuras B_1, B_2, B_3, B_4 , todos tendo o mesmo comprimento de trinca e todos carregados com uma mesma tensão σ_1 . As intensidades de tensões de todos

os painéis sendo iguais. Consequentemente, as zonas plásticas têm o mesmo tamanho. Isto está representado na linha inferior da Figura 14, a qual mostra as seções através da espessura das quatro amostras. As zonas plásticas à tensão σ_1 estão indicadas por áreas hachuradas.

Nos painéis B_2 , B_3 e B_4 , a altura da zona plástica permanece menor que a espessura. Isto implica que o escoamento na direção da espessura não pode ocorrer livremente, pois é restringido pelo material elástico circunvizinho. Assim, a deformação na direção da espessura é mantido igual a zero, isto é, existe um estado plano de deformação. No painel B_1 a zona plástica é igual à espessura e o escoamento na direção da espessura não é restringido. Isto mostra que pode ser desenvolvido um estado plano de tensão no painel B_1 e a zona plástica em B_1 será maior que nos outros painéis. Aumentando a tensão para σ_2 haverá fratura no painel B_4 porque as deformações e tensões são bastante altas. O painel B_3 está na mesma situação que o painel B_4 , e é provável que ocorrerá alguma propagação da trinca no interior do painel B_3 . Porém este painel não fraturará, devido ao efeito de regiões de estado plano de tensão (tensão mais baixa na ponta da trinca) o qual existe próximo à superfície da amostra e que influem nesse painel mais fino. O painel B_2 está também na mesma situação, mas ele tem uma espessura exatamente igual ao tamanho da zona plástica existente, o que implica em que um estado plano de tensões se desenvolve ali.

Um aumento da tensão a σ_3 no painel B_3 leva à fratura. A σ_4 , a deformação na ponta da trinca no painel B_1 será tão grande que ocorrerá fratura. B_2 entretanto não fraturará. Isto, porque as deformações no painel B_1 foram maiores do que no painel B_2 , à tensão σ_1 . Portanto, as deformações no painel B_2 são insuficientes para levar à fratura mesmo que a tensão tenha sido aproximadamente a mesma que em B_1 . A fratura de B_2 requer um aumento da tensão a σ_5 . Painéis de espessura maior que B_4 comportam de maneira similar a B_4 , e fraturam à tensão σ_1 . Este é o domínio de fraturas em estado plano de deformação, para o qual valores de K_{IC} válidos podem ser obtidos. A resistência residual máxima é atingida pelo painel que desenvolve estado plano de tensão exatamente à tensão na qual o painel em estado plano de deformação fratura, isto é, $B = r_p$. Painéis mais finos têm deformações mais altas e fraturam a tensões externas mais baixas.

3.1.4 Estudo da Zona Plástica na Ponta da Trinca

3.1.4.1 A Forma da Zona Plástica

Os metais tendem a exibir uma tensão de escoamento, acima da qual se deformam plasticamente. Isto mostra que sempre haverá uma região sujeita a uma deformação plástica na ponta da trinca. Para simplificar o estudo desta região, denominada zona plástica, é comum considerá-la de forma circular e que sua extensão se dá ao longo do eixo dos x ($\theta = 0$).

Entretanto uma forma mais precisa pode ser obtida a partir da aplicação dos critérios de Tresca e de Von Mises para o estado plano de tensões e o estado plano de deformações para valores do ângulo θ diferentes de zero. Pelo critério de Tresca haverá escoamento se $\sigma_{\max} > \sigma_e$. Em termos de tensões principais, pelo critérios de Von Mises, temos^[2,7]:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2 \sigma_e^2 \quad (30)$$

As equações do campo de tensões na ponta da trinca, em termos de tensões principais podem ser obtidas substituindo-se as Equações 23, 24 e 25 na equação 31:

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2} \quad (31)$$

Então:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2}\right) \quad (32)$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2}\right) \quad (33)$$

$$\sigma_3 = \nu(\sigma_1 + \sigma_2) = 2\nu \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \quad (34)$$

Pelo critério de Von Mises, o contorno da zona plástica em função de θ é obtido substituindo as equações 32, 33 e 34 na Equação 30:

- Estado plano de tensões:

$$\frac{K^2}{2\pi r} \left[1 + \frac{3}{2} \text{sen}^2 \theta + \cos \theta \right] = 2\sigma_e^2 \quad (35)$$

- Estado plano de deformações:

$$\frac{K^2}{2\pi r} \left[\frac{3}{2} \text{sen}^2 \theta + (1 - 2\nu)^2 (1 + \cos \theta) \right] = 2\sigma_e^2 \quad (36)$$

O tamanho da zona plástica é dado por:

- Estado plano de deformação:

$$r_p(\theta) = \frac{K^2}{4\pi\sigma_e^2} \left[\frac{3}{2} \text{sen}^2 \theta + (1 - 2\nu)^2 (1 + \cos \theta) \right]^2 \quad (37)$$

Estado plano de tensões:

$$r_p(\theta) = \frac{K^2}{4\pi\sigma_e^2} \left[1 + \frac{3}{2} \text{sen}^2 \theta + \cos \theta \right] \quad (38)$$

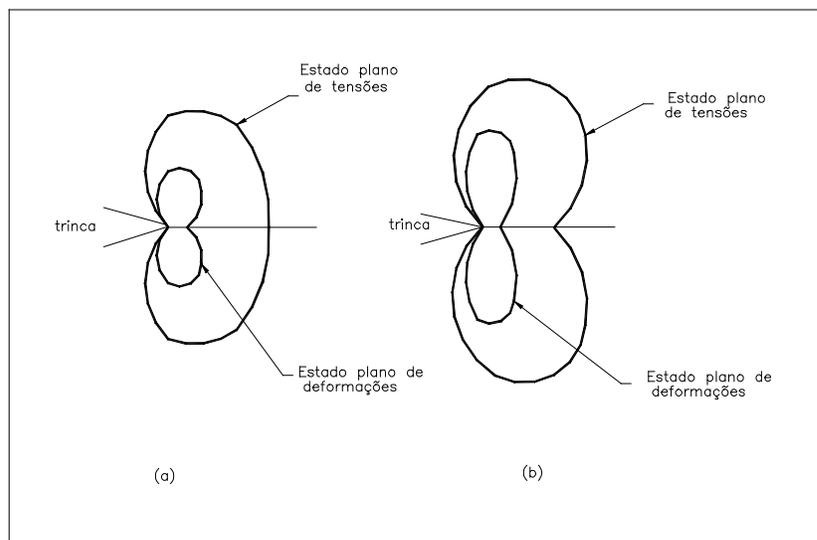


Figura 15 – Formas da zona plástica
a – critério de Von Mises; b – critério de Tresca [ref. 15]

Pelo critério de Tresca, o contorno da zona plástica em função de θ é dado por:

- Estado plano de tensões: a tensão de cisalhamento máxima é $\tau_{max} = \frac{\sigma_1}{2}$, então,

$$\sigma_{e1} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \right) \quad (39)$$

- Estado plano de deformação: $\tau_{max} = \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_2)$ ou $\tau_{max} = \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_3)$, o que for maior, e

$$\sigma_e = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \theta \left(1 - 2\nu + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \right) \quad (40)$$

$$\sigma_e = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \quad (41)$$

O raio da zona plástica em função de θ pode ser obtido manipulando-se as Equações 40 e 41.

O tamanho e a forma das zonas plásticas de tresca são diferentes das zonas plásticas de Von Mises, como mostrado na Figura 15.

3.1.4.2 Fator de Restrição Plástica

A zona plástica, em estado plano de deformação, é significativamente menor que em estado plano de tensão. Isto resulta do fato de que, o limite de escoamento efetivo em estado plano de deformação é maior do que o limite de escoamento uniaxial. A tensão máxima na zona plástica em estado plano de deformação pode ser até três vezes maior que o limite de escoamento em estado uniaxial. A razão da tensão máxima para o limite de escoamento é chamada fator de restrição plástica (f.r.p.). Assim:

$$\text{f.r.p.} = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_e} \quad (42)$$

A quantidade f.r.p. x σ_e pode ser considerada como uma tensão de escoamento efetiva. O f.r.p. para um problema de trinca em estado plano de deformação pode ser estimado da

seguinte forma: fazendo $\sigma_2 = n \sigma_1$ e $\sigma_3 = m \sigma_1$, o critério de Von Mises pode ser reescrito como:

$$[(1 - n)^2 + (n - m)^2 + (1 - m)^2] \sigma_1^2 = 2\sigma_e^2 \quad (43)$$

o que leva a:

$$\text{f.r.p.} = \frac{\sigma_1}{\sigma_e} = (1 - n - m - mn + n^2 + m^2)^{-1/2} \quad (44)$$

A Equação 48 permite calcular o f.r.p. em qualquer local da região da ponta da trinca. Das equações de campo de tensão, segue-se que:

$$n = \frac{1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2}}{1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2}} \quad (45)$$

$$m = \frac{2 \nu}{1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2}} \quad (46)$$

Para o plano $\theta = 0$, tem-se $n = 1$ e $m = 2\nu$; fazendo $\nu = 1/3$, o fator de restrição plástica é igual a 3. Resultados similares são obtidos com a aplicação de outros critérios. Em estado plano de tensão, $n = 1$ e $m = 0$, o qual fornece f.r.p. = 1.

Foi afirmado que a tensão normal σ_y no plano $\theta = 0$, em estado plano de deformação pode ser até o triplo do limite de escoamento. Durante a deformação plástica a ponta da trinca se arredonda. Como não pode existir tensão perpendicular à superfície livre, segue-se que σ_x deve tender a zero na ponta da trinca. Nesse caso, $\sigma_2 = 0$, isto é, há um estado plano de tensão. Consequentemente, o f.r.p. deve cair para 1 e a tensão naquele local não excede o limite de escoamento. As distribuições de tensões resultantes estão mostradas na Figura 16. No caso de estado plano de deformação, a tensão aumenta rapidamente de σ_e para $3\sigma_e$, próximo à ponta da trinca. Isto já foi confirmado por cálculos, empregando o método dos elementos finitos.

A Figura 16 mostra que a zona plástica no plano $y = 0$, no caso de estado plano de tensão, é nove vezes maior do que em estado plano de deformação. O conhecimento do fator de restrição plástica permite determinar o fator de correção da zona plástica para estado plano de deformação de forma similar ao que foi feito anteriormente. Se a tensão de escoamento efetiva em estado plano de deformação é $3\sigma_e$, a correção da zona plástica se torna:

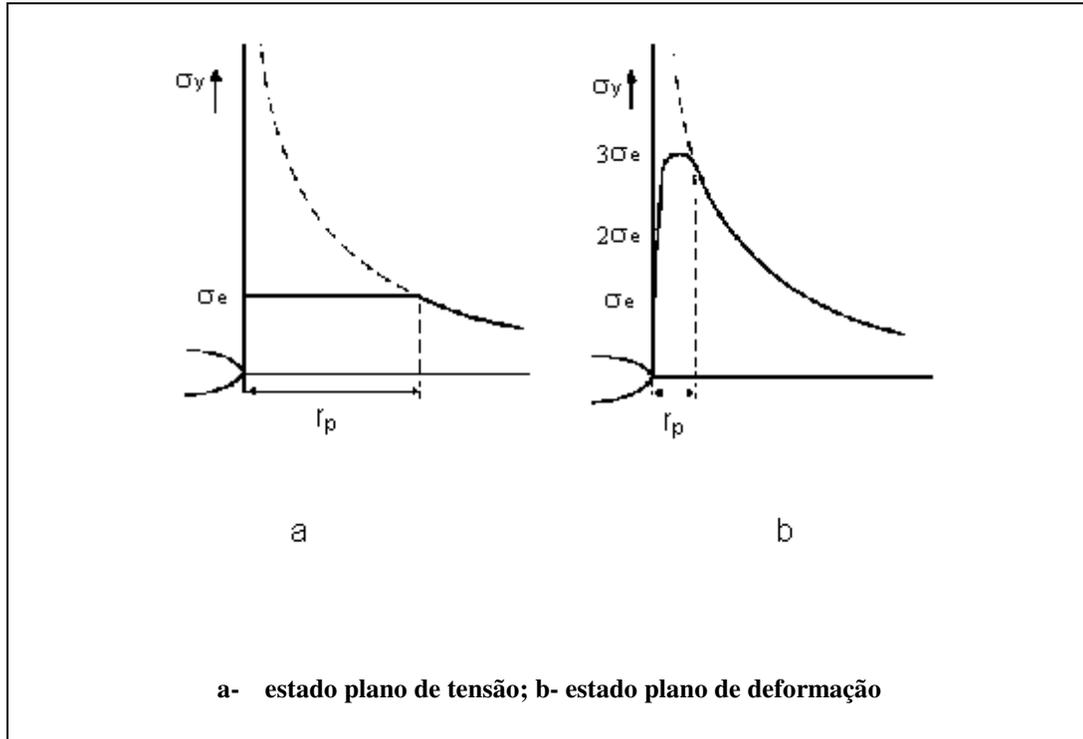


Figura 16 – Distribuição de tensão aproximada em estado plano de tensão e estado plano de deformação [ref. 2]

$$r_p^* = \frac{K_I^2}{2 \pi (3 \sigma_e)^2} = \frac{K_I^2}{18 \pi \sigma_e^2} \quad (47)$$

Na prática, não existe um estado plano de deformação na superfície da amostra. Como consequência, o fator de restrição plástica médio é muito menor que 3. Irwin usa um f.r.p. de $\sqrt{2\sqrt{2}} = 1,68$, o qual modifica a Equação 47 para:

$$r_p^* = \frac{K_I^2}{2 \pi (1.68 \sigma_e)^2} \approx \frac{1}{6} \frac{K_I^2}{\pi \sigma_e^2} \quad (48)$$

Fatores de restrição plástica determinados experimentalmente estão entre os valores 1,5 e 2, os quais confirmam a aplicabilidade da Equação 48. Um método para medida experimental indireta do f.r.p. utiliza o COD, que em $x = 0$ é dado por:

$$\text{COD} = \frac{4 \sigma}{E} (a + r_p^*) = \frac{4 \sigma}{E} \left[a + \frac{K_I^2}{2 \pi (\text{f.r.p.} \sigma_e)^2} \right] \quad (49)$$

Desde que, a e K_I sejam conhecidos para um caso particular, a medida do COD leva a um cálculo do f.r.p. médio, pela Equação 49.

3.1.4.3 A Zona Plástica de Irwin

A Figura 17 mostra a distribuição de tensão σ_y no plano $\theta = 0$. Supondo uma região circular de raio r_p tangenciando a ponta da trinca, pode-se observar que até uma distância r_p , $\sigma_y > \sigma_e$. Tomando esta região como sendo a zona plástica na ponta da trinca, para o estado plano de tensões, tem-se:

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p}} = \sigma_e \quad \Rightarrow \quad r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_e^2} = \frac{\sigma^2 a}{2\sigma_e^2} \quad (50)$$

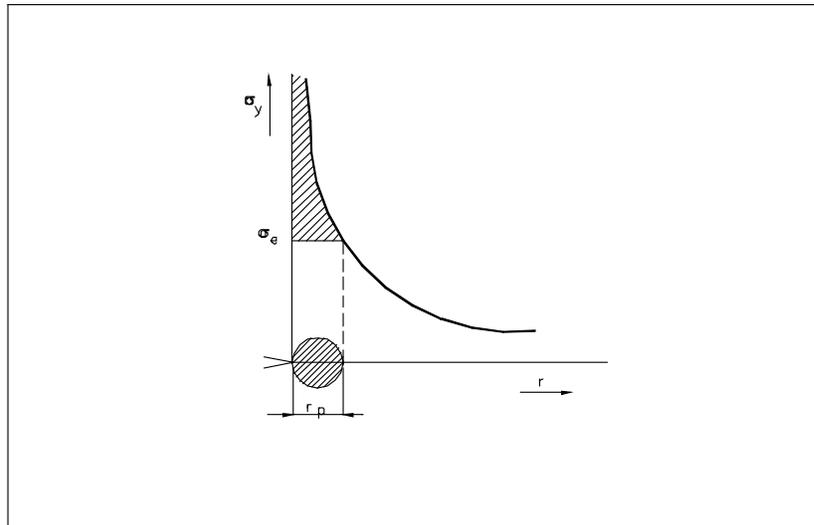


Figura 17 – Tamanho da zona plástica [ref. 4]

Irwin sugeriu que devido à plasticidade na ponta da trinca, esta se comporta como se fosse maior que seu tamanho físico e o raio da zona plástica calculado anteriormente deveria ser corrigido.

Observando-se que no cálculo de r_p considerou-se $\sigma_y = \sigma_e$ conclui-se que a distribuição de tensões acima de σ_e (parte hachurada na Figura 17) foi desprezada. Desta forma, o tamanho efetivo da trinca será igual ao seu tamanho físico mais uma correção $\beta^{[2]}$, a qual deve substituir a distribuição de tensões acima mencionada.

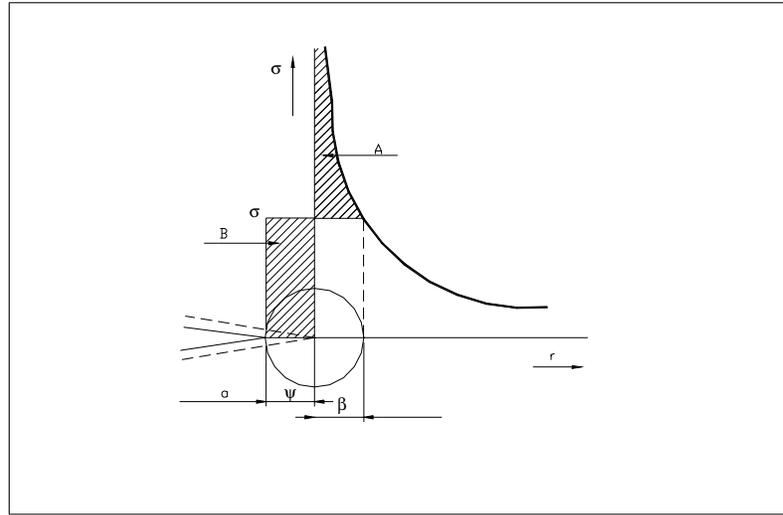


Figura 18 – Distribuição de tensões σ_y na ponta da trinca de tamanho “ $a + \psi$ ” [ref. 10, 8]

Portanto, a área A deve ser igual à área B mostradas na Figura 18 e o valor real da zona plástica é $r_y = \Psi + \beta$. Como feito anteriormente:

$$\sigma_e = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi\beta}} = \sigma \sqrt{\frac{a + \psi}{2\beta}} \Rightarrow \beta = \frac{\sigma^2 (a + \psi)}{2\sigma_e^2} \cong r_p \quad (51)$$

Fazendo a área A igual à área B:

$$\psi \sigma_e = \left(\int_0^\beta \sigma \sqrt{\frac{a + \psi}{2r}} dr \right) - \sigma_e \beta \quad (52)$$

Como Ψ é muito pequeno em relação ao tamanho da trinca, ele pode ser desprezado no cálculo da integral acima, cuja solução é $\left(\int_0^\beta \sigma \sqrt{\frac{a + \psi}{2r}} dr \right) = 2\sigma \sqrt{\frac{a\beta}{2}}$. Usando a

$$\text{Equação 51, tem-se: } (\psi + r_p)\sigma_e = 2\sigma\sqrt{\frac{ar_p}{2}} \quad \Rightarrow \quad (\psi + r_p)^2 = 4r_p^2 \quad \Rightarrow \quad \psi = r_p,$$

então, pela Figura 17, $r_p^* = \psi + \beta \Rightarrow r_p^* = 2r_p$.

Assim, conclui-se que o tamanho da zona plástica, para o estado plano de tensões, é o dobro do valor apresentado na Equação 50, o qual é conhecido como correção da zona plástica de Irwin, isto é, supõe-se que a trinca se comporta como se seu tamanho fosse $a + r_p$. Para o estado plano de deformações, o tamanho da zona plástica é:

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_e^2}(1-2\nu)^2 \quad (53)$$

3.1.4.4 Zona Plástica de Dugdale

Dugdale, como Irwin, considerou uma trinca efetiva, maior do que a trinca física e supôs que as suas bordas suportam uma tensão de escoamento σ_e , a qual tende a fechá-la.

A Figura 19 mostra o modelo de Dugdale, onde ρ é a região que suporta a tensão σ_e e tem um tamanho tal que permite eliminar a singularidade de tensão, isto é, $K = 0$. Nesta condição, a intensidade de tensões K_σ devido à tensão uniforme σ é compensada pela intensidade de tensões K_ρ devido às tensões σ_e na borda. Então, $K_\sigma = -K_\rho$.

Usando a Equação 54, pode-se calcular a intensidade de tensão para forças distribuídas de um ponto s até a ponta da trinca^[2]:

$$K = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \int_s^a \left[\sqrt{\frac{a+x}{a-x}} + \sqrt{\frac{a-x}{a+x}} \right] dx \quad (54)$$

onde P é a carga aplicada a uma distância x do centro de uma trinca de comprimento $2a$, e cuja solução, aplicada ao modelo de Dugdale, é:

$$K_\rho = 2\sigma_e \sqrt{\frac{a+\rho}{\pi}} \arccos \frac{a}{a+\rho} \quad (55)$$

Como $K_p = \sigma \sqrt{\pi(a + \rho)}$ tem-se, pela condição $K_\sigma = - K_p$

$$\frac{a}{a + \rho} = \cos \frac{\pi \sigma}{2\sigma_e} \quad (56)$$

Desenvolvendo em série de $\cos \frac{\pi \sigma}{2\sigma_e}$, considerando-se apenas os dois primeiros termos:

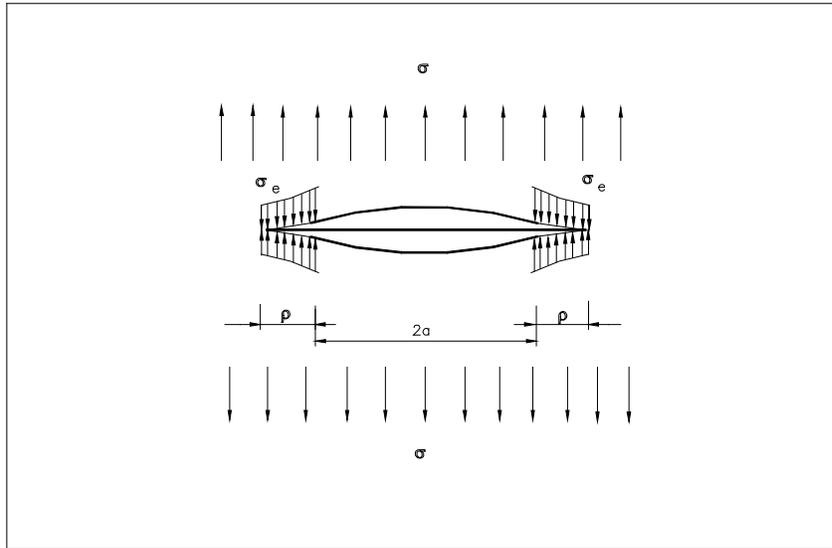


Figura 19 – Modelo de Dugdale para correção da zona plástica [ref. 7, 13]

$$\sigma \ll \sigma_e: \rho = \frac{\pi^2 \sigma^2 a}{8\sigma_e^2} = \frac{\pi K^2}{8\sigma_e^2} \quad (57)$$

A equação acima, é muito parecida com a Equação 50, mas como foi obtida supondo-se $\sigma \ll \sigma_e$. Para casos em que $\sigma \gg \sigma_e$, a Equação 56 deve ser usada.

Nos casos onde não se aplica a MFLE, isto é, onde a zona plástica é grande em relação à trinca, estas correções não se aplicam, já que as expressões para o cálculo de K são baseadas em soluções elásticas.

3.2 Mecânica de Fratura Elastoplástica

Para aqueles materiais nos quais a MFEL não é válida, isto é, no comportamento elastoplástico, um dos parâmetros utilizados é o COD (crack opening displacement), o qual

relaciona a abertura na ponta da trinca com a instabilidade, baseando-se em deformações e o outro é a Integral J, baseado em energia de deformação.

3.2.1 Critério de COD

Depois de observar o comportamento da fratura em aços de média e baixa resistência mecânica, Wells^[13] verificou que a deformação plástica na frente da trinca causava um embotamento da sua ponta e o conseqüente deslocamento de suas faces, antes de sua propagação instável e posterior fratura. A partir da verificação de que este embotamento era proporcional à tenacidade do material, Wells^[13] propôs uma relação entre a abertura da ponta da trinca e a medida da tenacidade à fratura de um material.

Desta forma, pode-se determinar o deslocamento da abertura na ponta da trinca (CTOD) indiretamente, a partir de K ou do deslocamento da abertura da trinca (COD) medido experimentalmente. Pela Figura 20, tem-se que:

$$COD = 2V = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{a^2 - x^2} \quad (58)$$

Usando a correção da zona plástica mostrada no item 4.6.1.2, tem-se:

$$COD = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{(a + r_p^*)^2 - x^2} \quad (59)$$

Na ponta da trinca ($x = a$) e tomando-se $r_p^* \ll a$:

$$COD = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{2ar_p^*} \quad (60)$$

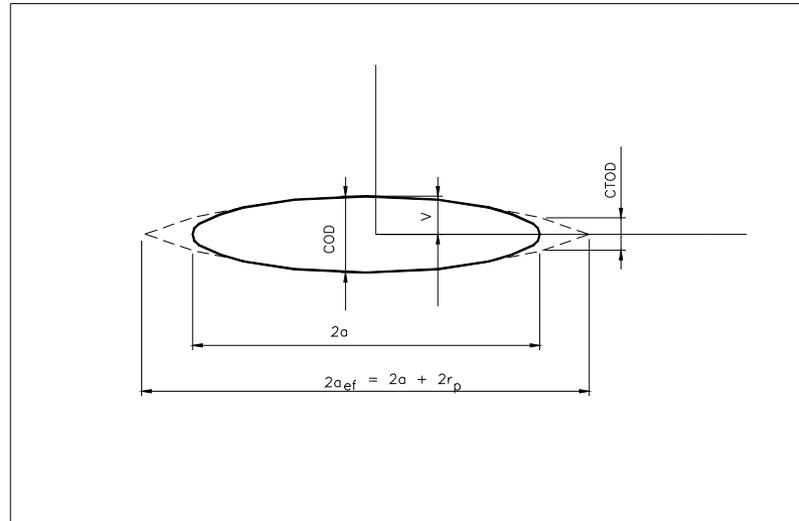


Figura 20 – Deslocamento da abertura da trinca [ref. 4, 7]

Uma expressão geral para a abertura na ponta na trinca pode ser obtida com o deslocamento da origem do sistema de coordenadas para a ponta da trinca:

$$COD = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{2a_{ef}r} \quad (61)$$

Tomando $a_{ef} = a$ e $r = r_p^*$, e substituindo as Equações 23 e 50 na Equação 60 tem-se o CTOD válido para o regime elástico e estado plano de tensão:

$$CTOD = \frac{4K_I^2}{\pi\sigma_e E} \quad (62)$$

Para um regime elastoplástico, Wells propôs um CTOD diretamente proporcional à deformação do material:

$$CTOD = 2 \pi \epsilon a \quad (63)$$

Partindo do modelo de Dugdale, Burdekin e Stone^[14] chegaram a valores de CTOD iguais aos de Wells, a menos do valor $4/\pi$ (correção da zona plástica). Da Figura 19 tem-se:

$$CTOD = 2 \left[\frac{4\sigma_e a}{\pi E} \ln \left(\frac{\rho + a}{a} \right) \right] = 2 \left[\frac{4\sigma_e a}{\pi E} \ln \left(\sec \frac{\pi\sigma}{2\sigma_e} \right) \right] \quad (64)$$

Para valores pequenos de $\sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_e} \right) \Rightarrow \ln \sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_e} \right) \approx \sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_e} \right) - 1 = \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\sigma}{\sigma_e} \right)^2$

$$CTOD = \frac{8\sigma_e a}{\pi E} \frac{\pi^2 \sigma^2}{8\sigma_e^2} = \frac{\pi\sigma^2 a}{\sigma_e E} \quad (65)$$

Expandindo em série e tomando apenas os primeiros termos, tem-se, para $\sigma \ll \sigma_e$:

$$CTOD = \frac{\pi\sigma^2 a}{E\sigma_e} = \frac{K_{IC}^2}{E\sigma_e} \quad (66)$$

A Equação 66 é limitada por admitir condições de tensão plana e material não encruável. Uma equação que prevê o estado de tensão e a capacidade do material se encruar é:

$$CTOD = \frac{K_1^2}{m\sigma_e E^*} \quad (67)$$

onde $m = 2$ e $E^* = \frac{E}{1-\nu^2}$, para deformação plana,

$m = 1$ e $E^* = E$, para tensão plana.

Verifica-se que m se aproxima de 1 para materiais encruáveis e de 2 para materiais não encruáveis.

Devido a dificuldades para a medição direta do CTOD, este pode ser calculado a partir do COD medido, usando-se o modelo apresentado na Figura 21.

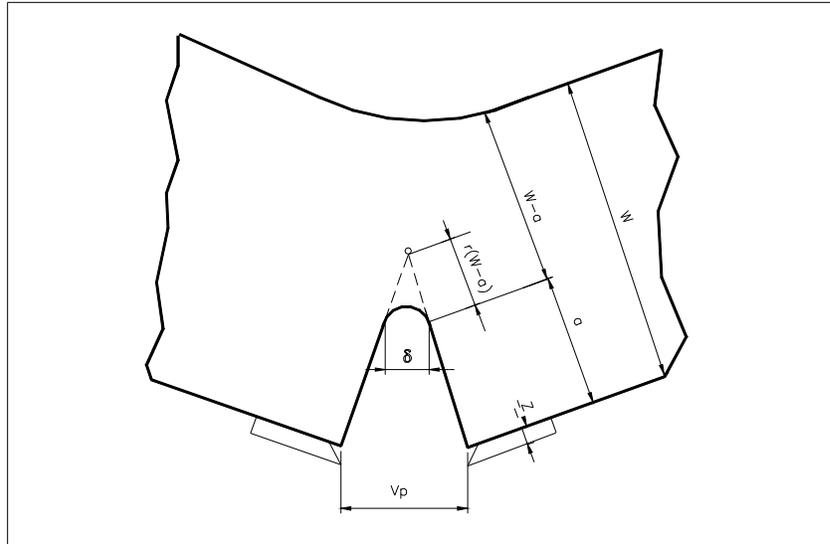


Figura 21 – Modelo para cálculo de CTOD [ref. 7;10]

Admite-se um centro de rotação aparente cuja localização muda do início do ensaio até um ponto estacionário situado a uma distância $r(W-a)$ da ponta da trinca, onde r é o fator rotacional. Tal ponto corresponde ao início do regime elástico. A partir da semelhança de triângulos pode-se determinar o CTOD ou δ :

$$\delta = \frac{r(W-a)V_p}{r(W-a) + a + z} \quad (68)$$

Entretanto, para maior precisão adota-se separar as componentes em plástica e elástica:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2}{m\sigma_e E'} + \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a) + a + z} \quad (69)$$

3.2.2 Critério de Integral J

A integral J é um método de caracterizar o campo de tensões-deformações na ponta da trinca. Tomando um caminho de integração suficientemente longe da ponta da trinca, pode-se inferir o comportamento da região perto da mesma, mesmo sabendo-se que ocorre uma variação considerável do nível de escoamento de uma região para outra. Isto deve-se ao fato de que a integral J independe do caminho.

Portanto, a integral J pode ser usada para estimar as características de materiais que exibem comportamento elastoplástico e é uma maneira de estender os conceitos da mecânica de fratura, do comportamento linear elástico para elastoplástico. Para materiais de comportamento linear elástico, a integral J é idêntica a G [7,8,15], logo, o critério de falha J é igual ao critério de falha K.

Para o estado plano de deformações tem-se:

$$J_{IC} = G_{IC} = \frac{(1 - \nu^2)K_{IC}^2}{E} \quad (70)$$

J é definida tanto para comportamento elástico quanto para elastoplástico, como:

$$J = \int_R w dy - T \left(\frac{\partial u}{\partial x} \right) dx \quad (71)$$

A Figura 22 mostra o sistema de coordenadas na ponta da trinca, onde R é o contorno da região; w é a densidade de energia de deformação ($w = \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon$); u é o vetor deslocamento.

Rice provou que a integral J é independente do caminho para qualquer material com comportamento linear elástico ou elastoplástico tratado pela teoria da deformação plástica. De um ponto de vista mais físico, J pode ser interpretado como a diferença da energia potencial entre dois corpos carregados identicamente, tendo tamanhos de trinca próximos um do outro, o que fornece:

$$J = -\frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \quad (72)$$

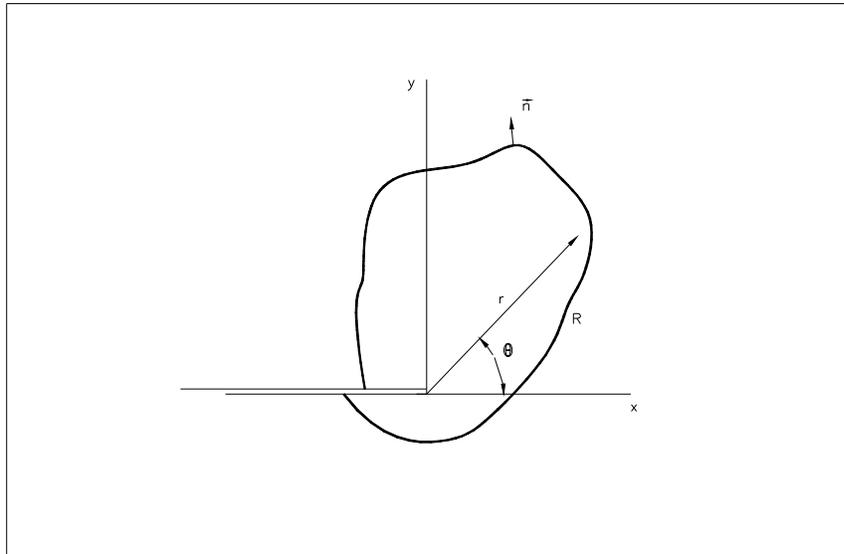


Figura 22 – Sistema de coordenadas na ponta da trinca e contorno da integral de linha [ref. 7]

Esta definição é mostrada esquematicamente na Figura 23 onde a área sombreada é $\partial U = JB\delta a$ e o deslocamento Δ é medido na linha de carga. O método apresentado por Rice et al. e, posteriormente desenvolvido por Landes e Begley [7], para determinação de J em corpos-de-prova de dobramento ou de tração com entalhe profundo ($a/W \geq 0,6$), faz uma relação entre os deslocamentos medidos e as respectivas cargas aplicadas. O valor de J é então calculado por:

$$J = \frac{2U_t}{Bb} \quad (73)$$

onde U_t é a área sob a curva carga-deslocamento nos diversos carregamentos de interesse, B é a espessura do corpo-de-prova e b é o ligamento remanescente (W-a).

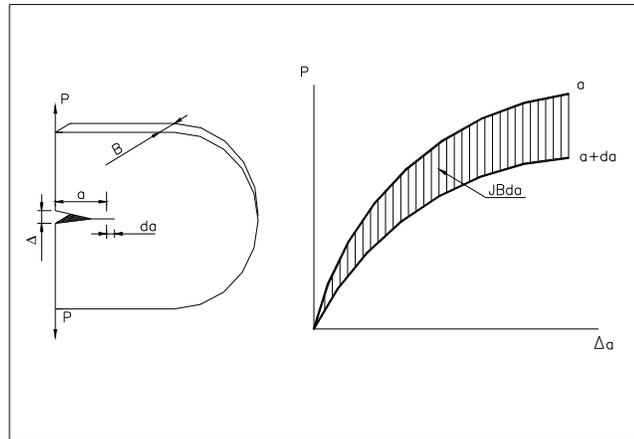


Figura 23 – Interpretação da Integral J [ref. 7]

4 DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE INTEGRAL J E COD

4.1 Determinação Experimental de COD na Ponta da Trinca (CTOD)

Os passos envolvendo a execução do teste de COD são:

- Projeto e usinagem dos corpos-de-prova

A Figura 25 mostra um corpo-de-prova SENB fixado na base para teste de COD, de acordo com a padronização da norma ASTM E-1820/96^[16]. O acabamento superficial e as dimensões do entalhe são também determinados pela referida norma.

- Pré-trinca de fadiga

A necessidade de uma pré-trinca de fadiga deve-se ao fato de que não se consegue produzir um entalhe suficientemente agudo. Além disso, a pré-trinca serve como uma guia para a trinca final produzida no decorrer do teste. De acordo com a norma acima, a carga para a pré-trinca de fadiga não deve exceder a^[15]:

$$P_f = 0,5 \left(\frac{Bb_0^2 \sigma_e}{S} \right) \quad (74)$$

$b_0 = W - a_0$, e $0,45W \leq a_0 \leq 0,55W$. Para garantir uma trinca aguda, a razão $\frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ deve estar

entre 0 e 0,1 e K_{\max} não pode exceder a $0,63\sigma_y\sqrt{B}$, onde:

$$K_I = \frac{P_Q S}{BW^{\frac{3}{2}}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (75)$$

- Montagem dos corpos-de-prova na máquina de teste

A norma recomenda o uso de base própria para dobramento em três pontos (Figura 24). O *clip gage* é um medidor de deslocamento, o qual é fixado na abertura do entalhe, com o objetivo de se medir seu deslocamento durante o teste.

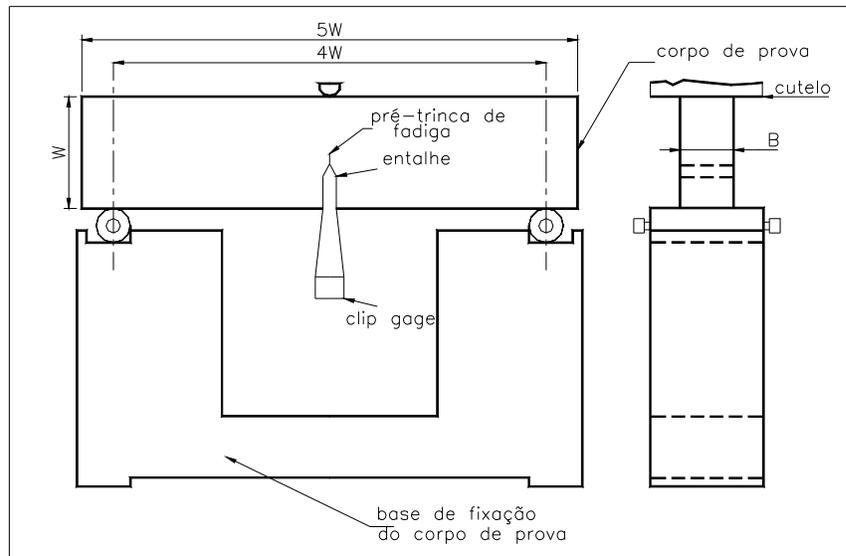


Figura 24 – Corpo-de-prova SENB e base para teste de COD [ref. 17, 36]

- Execução do teste

Depois de fixado na base, o corpo-de-prova é submetido a uma carga máxima de $2,5 P_f$ de acordo com a ASTM E 1820-96^[16] e ASTM E 1290-93^[17], que causará seu dobramento e conseqüente trincamento.

Os valores de carga e os respectivos valores de abertura do entalhe (V_{p_i} - medido pelo *clip gage*), são plotados numa curva carga versus carregamento. De acordo com a norma, devem ser testados no mínimo 5 corpos-de-prova, com 5 cargas diferentes. Com os valores obtidos de carga e deslocamento, calcula-se o COD na ponta da trinca (δ) usando a Equação 69.

O CTOD condicional, para início de crescimento estável da trinca (δ_Q), é obtido através de um ajuste de reta num gráfico $\delta_i \times V_{p_i}$. A taxa de aplicação da carga deve ser tal que a taxa de aumento do fator de intensidade de tensões fique entre 0.55 e $2.75 \text{ Mpa m}^{1/2}/\text{s}$. Baixas taxas de carregamento na região plástica da curva podem levar a baixos valores de CTOD^[15].

- Verificação da validade de δ_Q como δ_{1C}

$\delta_Q = \delta_{1C}$ se:

1) $b_0 \geq 35 \delta_Q$

2) se a inclinação da curva de resistência ao crescimento de trinca (item 5.2), $d\delta/da < 1$.

4.2 Determinação Experimental de J_{IC}

Como o teste de integral J pode ser feito ao mesmo tempo que o teste COD, os quatro itens descritos anteriormente são os mesmos. Além destes, os seguintes itens devem ser considerados:

- Execução do teste

Para obter uma trinca aguda, a carga máxima de teste indicada pelas normas: ASTM E 1820-96^[16] e ASTM E 1290-93^[17] é determinada por:

$$PL = \frac{4}{3} \left(\frac{Bb_0^2 \sigma_e}{S} \right) \quad (76)$$

O deslocamento da linha de carga (V) é medido por um transdutor de deslocamento na direção de aplicação da carga.

- Análise dos resultados e determinação de J_Q

As curvas carga - deslocamento obtidas, são usadas para calcular A_p nos pontos P_i , V_{p_i} correspondentes. Os valores de J_Q são obtidos pela Equação 69, considerando-se o fator de forma $f\left(\frac{a}{W}\right)$.

- Verificação da validade de J_Q como J_{IC}

$J_Q = J_{IC}$ se:

$$1) \quad B > \frac{25J_Q}{\sigma_o} \text{ e } (W - a) > \frac{25J_Q}{\sigma_o} \text{ onde } \sigma_o = \frac{\sigma_e + \sigma_r}{2} \text{ é a tensão de fluxo.}$$

2) se a inclinação da curva de resistência ao crescimento de trinca, $dJ/da < \sigma_o$.

A Figura 25 mostra a curva de resistência (J-R) para a determinação de J_Q . Esta curva é construída como se segue:

1. plotar os valores de $J \times \Delta a$, traçando a linha R;

2. traçar a linha teórica $J = 2 \sigma_0 \Delta a$ (*blunting line*); $d J/da < \sigma_0$.
3. traçar as linhas tracejadas paralelas à linha $J = 2 \sigma_0 \Delta a$ passando pelos pontos 0,15 mm e 1,5 mm, no eixo Δa , que são os limites dos valores aceitáveis de J;
4. traçar duas retas verticais passando pelo ponto de interseção da linha R com as linhas tracejadas. Estas linhas são as linhas de máximo e mínimo comprimento aparente de trinca;
5. J_Q é dado pela interseção da linha R com linha $J = 2 \sigma_0 \Delta a$. $J_Q = J_{IC}$ se houverem no mínimo quatro valores aceitáveis de J (valores entre as linhas tracejadas).

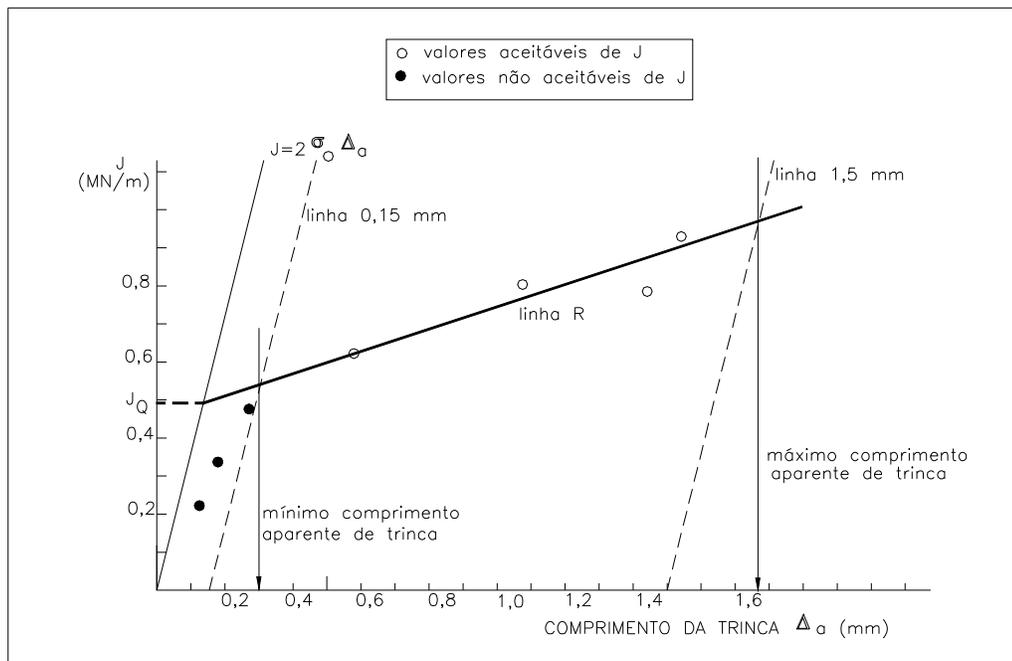


Figura 25 – Gráfico para determinação dos valores aceitáveis de J [ref. 17]

5 APROXIMAÇÃO PELA TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO PARA O CONTROLE DA FRATURA

Os resultados do ensaio de queda de peso para determinação da NDT podem ser usados para se encontrar a temperatura mínima de serviço T_{min} , para estruturas contendo trincas agudas.

Os estudos através de tais ensaios resultaram no Diagrama de Análise de Fratura, que foi desenvolvido no Naval Research Laboratory, por Pellini e Puzak^[12,20]. Este diagrama relaciona tensões, tamanho de defeito e temperatura com o comportamento à fratura e foi desenvolvido para aços de baixo carbono.

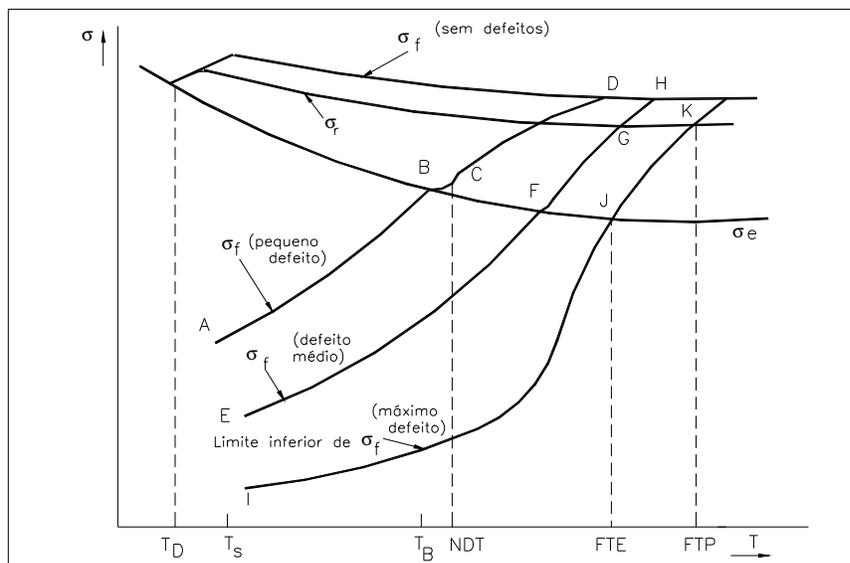


Figura 26 – Diagrama de análise de fratura [ref. 12]

A Figura 26 mostra esquematicamente o FAD original; nele estão superpostas as curvas: limite de escoamento σ_e ; limite de resistência σ_r ; tensão de fratura σ_f , para um corpo-de-prova isento de trincas, com as curvas de tensão de fratura para trincas de tamanhos crescentes (pequenas, médias e máximas); curvas ABCD, EFGH e IJK, respectivamente. A última (IJK) é conhecida como curva CAT (*Crack Arrest Temperature*), à direita da qual, qualquer trinca não se propaga instavelmente, ou seja, imobiliza.

Neste diagrama são definidos os seguintes parâmetros:

- NDT (*Nil Ductility Transition*) – Transição de ductilidade nula: temperatura correspondente à interseção da curva σ_e com a curva A, para um defeito pequeno (3 a

5 mm) e representa a temperatura mais elevada em que uma fratura frágil (instável), pode iniciar a partir de um pequeno defeito.

- b) FTE (*Fracture Transition Elastic*) – transição de fratura elástica: temperatura correspondente à interseção da curva de σ_e com a curva CAT; representa a temperatura mais elevada em que uma trinca pode propagar instavelmente sob tensões elásticas.
- c) FTP (*Fracture Transition Plastic*) – transição de fratura plástica: temperatura correspondente à interseção de σ_r com a curva CAT; representa a temperatura mais elevada em que uma fratura iniciada por deformação plástica pode se tornar instável. Acima desta temperatura a fratura só ocorre sob cargas crescentes.

Através de um grande número de ensaios, entre os quais citam-se: os ensaios Charpy; o ensaio por explosão (EBT – *Explosion Bulge Test*) o ensaio de queda de peso (DWT – *Drop Weight Test*) e o ensaio Robertson de imobilização da trinca, verificou-se que os aços estruturais, em geral, apresentam intervalos definidos entre estas temperaturas. Assim, o intervalo entre NDT e FTE é aproximadamente 33°C; e entre NDT e FTP é de 67°C. Foi observado também que para tensões equivalentes a $\sigma_e/2$, a trinca é imobilizada para temperaturas da ordem de NDT + 17°C. Baseando-se nestas informações, elaborou-se o diagrama FAD simplificado (Figura 27), que mostra as tensões permissíveis em função do tamanho do defeito e da temperatura de operação.

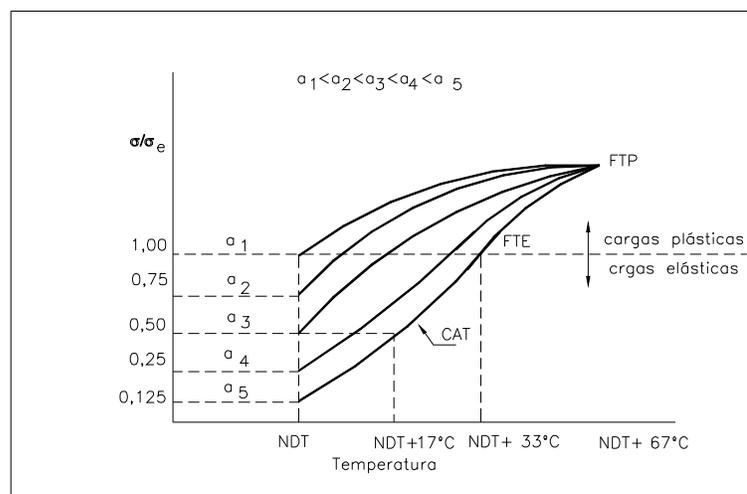


Figura 27 – Diagrama de análise de fratura simplificado [ref. 20]

Nota-se que para trincas progressivamente menores, os níveis de tensão aumentam a uma dada temperatura mínima de operação. Deve-se observar que os intervalos de temperatura mencionados são típicos para aços estruturais com espessuras entre 12,5 mm e 75 mm, aproximadamente. Para espessuras fora dessa faixa, a temperatura NDT não se altera mas os intervalos aumentam com o aumento da espessura. A partir desses intervalos de temperatura foram deduzidos os seguintes critérios:

- 1- Critério NDT: para temperatura $T_{\min} \geq \text{NDT}$; permissível quando $\sigma \leq \sigma_e$;
- 2- Critério NDT + 17°C: para $T_{\min} \geq \text{NDT} + 17^\circ\text{C}$; permissível quando $\sigma \leq \sigma_d/2$;
- 3- Critério NDT + 33°C: para $T_{\min} \geq \text{NDT} + 33^\circ\text{C}$; permissível quando $\sigma \leq \sigma_e$;
- 4- Critério NDT + 67°C: para $T_{\min} \geq \text{NDT} + 67^\circ\text{C}$; permissível desde que a falha não ocorrerá abaixo do limite de resistência do material.

As curvas da Figura 27 foram obtidas através da amostra de imobilização de trinca de Robertson, onde a mesma é uniformemente carregada e submetida a um gradiente de temperatura. Após uma carga de impacto, a trinca se propaga até a imobilização.

Os resultados do teste foram usados para projetos de estruturas feitas com aço ferrítico de baixa resistência.

5.1 Limitações para a Filosofia da Temperatura de Transição

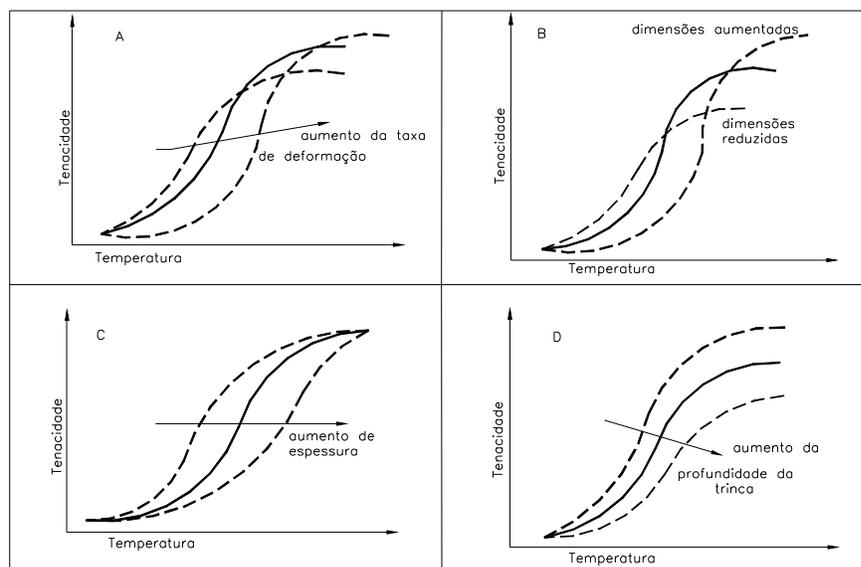


Figura 28 – Comportamento da curva de transição [ref. 7, 20]

a – Com o aumento da taxa de deformação; b, c e d – Com a variação das dimensões

Como mencionado no item 3.6.1, são muitos os fatores que influenciam no comportamento da curva de transição, os quais limitam a aplicação da mesma como filosofia de projeto para componentes estruturais.

Um parâmetro importante é a taxa de deformação. Um aumento na taxa de deformação diminui a ductilidade, desloca a curva para temperaturas mais altas e pode aumentar a tenacidade na região dúctil (Figura 28a). As Figuras 28b, 28c e 28d mostram a influência das dimensões do corpo-de-prova: um aumento nas dimensões levam a curva para temperaturas mais elevadas e aumenta a tenacidade na região de fratura dúctil.

5.2 Correlações entre a Energia de Impacto e a Tenacidade à Fratura

Conforme mencionado anteriormente, as vantagens do ensaio Charpy em relação a outros ensaios têm levado alguns pesquisadores a procurarem obter dados sobre fratura, através de modificações no procedimento dos ensaios, de modo a possibilitar uma correlação entre tais dados e os valores de tenacidade à fratura obtidos da mecânica de fratura.

Barson e Rolfe (1970-1975)^[7], estabeleceram a influência da taxa de deformação na temperatura de transição para diversos aços com resistência entre 275 MPa e 1725 MPa e diversas correlações entre energia absorvida no ensaio Charpy ou ensaio de queda de peso e tenacidade à fratura K_{IC} . Tais relações são mostradas na Tabela 1, em função do material, temperatura de teste, entalhe e taxa de deformação.

É importante observar que devido ao espalhamento associado às medidas de K_{IC} e energia Charpy, essas correlações possuem uma larga faixa de dispersão.

Tabela 1 – Correlações entre energia de impacto Charpy e Tenacidade à Fratura para alguns aços [ref. 20]

Material	Entalhe	Teste	Faixa de Temperatura	Resultados Charpy (J)	σ_c (MPa)	Correlação
A517D 4147 HY130 12Ni5Cr3Mo 18Ni8Co3Mo	V	Impacto	Patamar superior	31-121 23-89ft.lb	760-1700 110-246 Ksi	$\left(\frac{K_{1c}}{\sigma_c}\right)^2 = 0.64\left(\frac{CVN}{\sigma_c} - 0.01\right)$ $\left(\frac{K_{1c}}{\sigma_c}\right)^2 = 5\left(\frac{CVN}{\sigma_c} - 0.05\right) *$
A517F A3202B ABS-C HY130 18Ni(250) NiCrMoV CrMoV NiMoV	V V V V V V V	Impacto	Transição	4-82 3-60 ft.lb	270-1700 39-246 Ksi	$\frac{K_{1c}^2}{E} = 0.22(CVN)^{1.5}$ $\frac{K_{1c}^2}{E} = 2(CVN)^{1.5} *$
A533B A517F A542	V V V	Impacto	Transição	7-68 5-50 ft.lb	410-480 60-70 Ksi	$K_{1c} = 14.6(CVN)^{0.5}$ $K_{1c} = 15.5(CVN)^{0.5} *$
ABS-C A305B A517F	V V V	Impacto	Transição Slow Bend	2.7-61 2-45 ft.lb	250-345 36-50Ksi	$\frac{K_{1c}^2}{E} = 0.64(CVN)$ $\frac{K_{1c}^2}{E} = 5(CVN) *$ $\frac{K_{1c}^2}{E} = 0.64(CSB)$ $\frac{K_{1c}^2}{E} = 5(CSB) *$
ABS-C A302B A517F	V Pré-trinca	Impacto	Transição	2.7-61 2-45 ft.lb	250-345 36-50 Ksi	$\frac{K_{1D}^2}{E} = 0.52PCI$ $\frac{K_{1D}^2}{E} = 4PCI *$ $\frac{K_{1D}^2}{E} = 0.52PSB$ $\frac{K_{1D}^2}{E} = 4PSB *$

- Correlações em unidades inglesas

6 EFEITOS DO ENVELHECIMENTO TÉRMICO NA TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS

Em tratamentos isotérmicos de longa duração, o envelhecimento térmico pode ocorrer a partir de duas fontes ^[18]:

- reações de precipitações de longa duração originadas de fases meta estáveis;
- segregações interfaciais móveis.

Temperaturas mais altas irão acelerar os processos ativados termicamente, mas deve-se dar atenção também às variações em ambos os mecanismos acima mencionados e no grau final de fragilização. Por exemplo, aumentando a temperatura, diminuirá o equilíbrio do nível de segregação nos contornos de grãos, mas aumentará a cinética para encontrar a condição de equilíbrio.

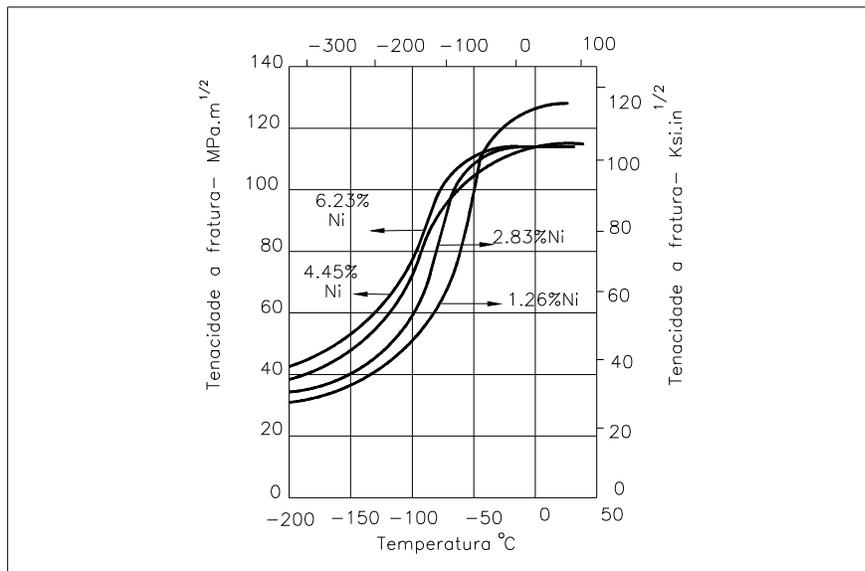


Figura 29 – Efeito do conteúdo de níquel na tenacidade à fratura de diversos aços [ref. 8]

Aumentos substanciais de temperatura podem promover variações microestruturais afetando as condições termodinâmicas que controlam a segregação, a qual pode não ocorrer em temperaturas mais baixas.

Assim, os efeitos do envelhecimento térmico são muito sensíveis à composição química e à microestrutura dos aços^[19] e é importante comentar a influência de elementos de liga e da própria microestrutura na tenacidade dos mesmos.

O endurecimento por precipitação é um dos mecanismos mais usados para aumentar a resistência dos aços. Entretanto, ele produz efeitos de fragilização tais como a redução da ductilidade e da tenacidade. Al, Ti, Nb, Mo, W e Co são os principais elementos que provocam endurecimento por precipitação dos aços ferríticos, e seus efeitos sobre a tenacidade dependerão da sua quantidade na liga e da temperatura do tratamento térmico. Por exemplo, moderadas adições de níquel melhoram a tenacidade em baixas temperaturas através da resistência à clivagem mas causam pouco efeito em temperaturas elevadas, onde o coalescimento de microcavidades é o modo de fratura (Figura 29).

Inclusões não metálicas reduzem a tenacidade à fratura dos aços, pois induzem a nucleação de microcavidades, principalmente nos aços de elevada resistência mecânica. A Figura 30 mostra o comprimento de inclusões de sulfeto como função inversa do CTOD, que é uma medida da tenacidade.

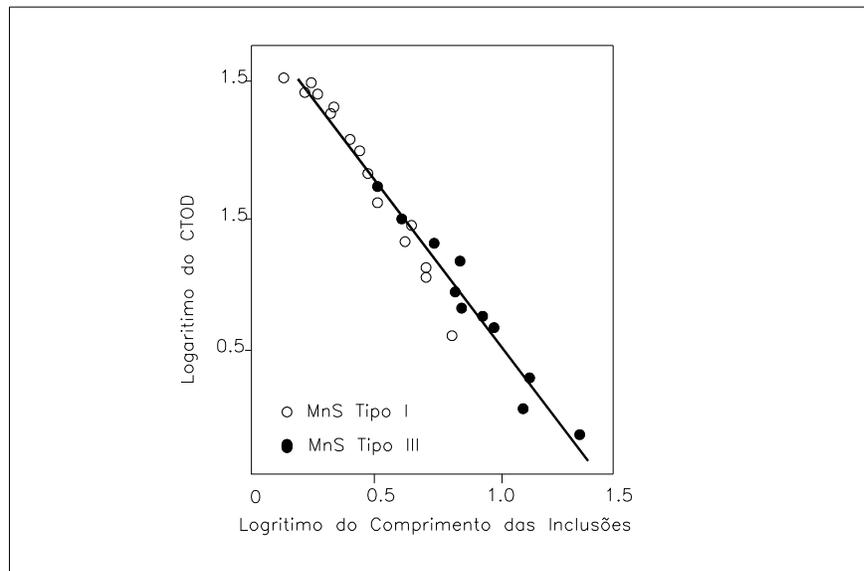


Figura 30 – Efeitos de inclusões de sulfeto na tenacidade dos aços ferríticos [ref. 8]

Pode-se afirmar que o carbono e os duros carbonetos que se formam nos aços de elevada resistência mecânica provocam uma redução na tenacidade dos mesmos^[8]. A diminuição no teor de carbono provoca uma redução na temperatura de transição dos aços ferrita-perlita. No caso de aços ligados, o teor de carbono tem pouca influência na faixa de temperatura de

transição, mas tem marcado efeito no patamar superior, onde a fratura se dá por coalescimento de microcavidades (Figura 31).

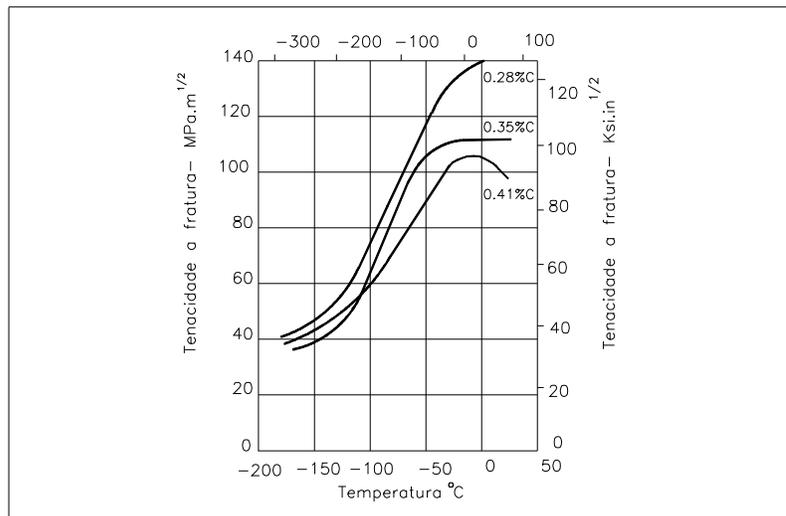


Figura 31 – Efeito do teor de carbono e da temperatura de teste na tenacidade à fratura de aços liga [ref. 8]

Mudanças microestruturais típicas nos aços podem ser obtidas pelo controle de temperatura de austenitização e do tempo a uma dada temperatura, taxa de resfriamento na têmpera e pela temperatura e tempo no revenido. Maiores temperaturas e tempos de austenitização contribuem para o aumento do tamanho do grão austenítico e da solubilização de carbonetos.

A taxa de resfriamento durante a têmpera influencia na tenacidade dos aços devido às diferentes microestruturas finais obtidas.

Nos aços de alta resistência mecânica revenidos a temperaturas elevadas, o revenimento tende a aumentar a sua tenacidade e o seu limite de escoamento.

A diminuição do tamanho do grão prévio da austenita e do grão ferrítico, após transformação, melhoram a tenacidade em baixas temperaturas.

A adição de determinados elementos de liga nos aços é feita com o objetivo de se estabilizar a austenita na temperatura ambiente. Uma vez que a austenita é mais tenaz do que a ferrita, a presença de austenita retida, em alguns casos, aumenta a tenacidade do aço. Há muita discussão em relação a elementos de liga e seus efeitos na variação das propriedades dos aços de baixa liga e somente um estudo das reações de carbonetos e variações do teor de elementos

de liga permite avaliar a redistribuição de elementos durante o envelhecimento em altas temperaturas e desenvolver um critério estrutural para avaliação de vida restante durante trabalhos de longa duração.

6.1 Precipitação

Uma condição necessária para a precipitação é que uma fase com mais de um componente torne-se termodinamicamente instável e tenda a se decompor em outras fases de composições diferentes. A fase que se precipita pode ser uma fase rica em soluto cuja estrutura cristalina não se parece com a matriz.

O precipitado pode ser um composto intermediário ou mais provavelmente uma fase de transição metaestável que finalmente se redissolve ou se transforma em outra fase mais estável.

Em algumas ligas, forma-se primeiramente uma fase de transição em preferência à estrutura de equilíbrio apesar do fato de que a fase de transição tem um maior volume de energia livre do que o precipitado de equilíbrio. A rede da fase de transição é diferente da rede do precipitado final e é elasticamente deformada para ser coerente com a rede da matriz. As novas partículas são portanto unidas por uma superfície de baixa energia. Esta interface de baixa energia é responsável pela maior estabilidade da fase de transição quando a partícula é pequena.

Embora toda a energia livre de precipitação seja menor, quando uma rede de transição é formada, a taxa de precipitação da fase de transição é maior porque a taxa de nucleação é grande. De qualquer modo, como as partículas da fase de transição crescem, tornam-se menos estáveis em relação ao precipitado de equilíbrio e tendem a se transformar ou dissolver se as partículas da fase de equilíbrio estão presentes.

A complexa natureza do processo de precipitação torna questionável qualquer generalização a respeito da cinética da precipitação, exceto em termos qualitativos. Dentro de uma faixa limitada de temperaturas, a maioria dos subprocessos são controlados por difusão. Desde que a difusão usualmente controla a taxa de precipitação, a reação é mais rápida em temperaturas mais altas. A Figura 32 mostra a variação da dureza em função do tempo para envelhecimento em baixas e altas temperaturas.

Como a precipitação é sempre uma combinação de muitos processos interdependentes, isolar suas contribuições é difícil, mas as seguintes regras qualitativas podem ser consideradas comuns à maioria dos casos:

- taxas de precipitação são maiores em mais altas temperaturas de envelhecimento;
- a precipitação é mais rápida em uma dada temperatura para ligas de baixo ponto de fusão do que para ligas de alto ponto de fusão;
- a reação é mais rápida em sistemas compostos de metais muito diferentes entre si;
- a presença de impurezas solúveis e insolúveis normalmente aceleram a precipitação.

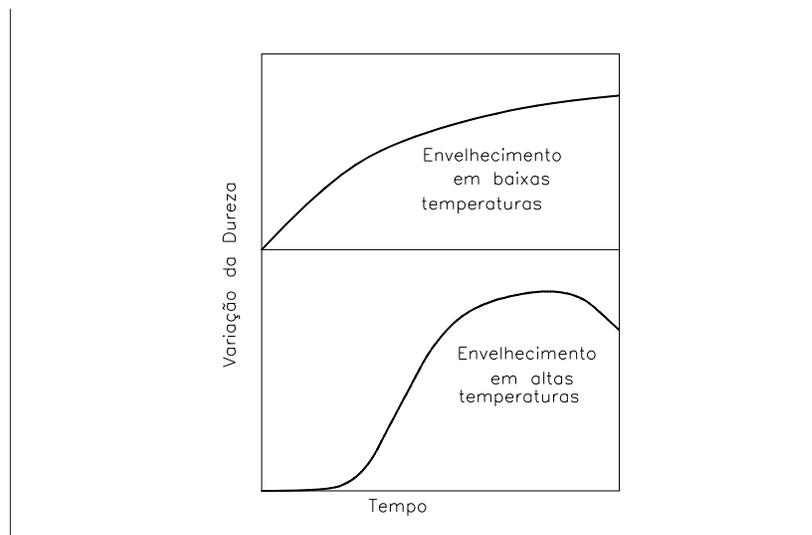


Figura 32 – Variação da dureza em função do tempo e temperaturas de envelhecimento [Ref. 21]

6.1.1 Crescimento de Precipitados

O mais interessante estágio do processo de precipitação do ponto de vista de sua consequência prática é, provavelmente, o crescimento de núcleos estáveis tornando-se partículas precipitadas pela adição de átomos solutos da matriz. Durante o crescimento, muitos fatores se combinam para:

- determinar a natureza e orientação do reticulado precipitado;
- determinar que partículas crescem e em que taxa crescem;

- definir a forma, ordem e população das partículas precipitadas;
- determinar o efeito da presença do precipitado sobre as propriedades da liga como um todo.

Há usualmente uma relação característica de orientação entre o reticulado de uma precipitação e a matriz na qual ele se forma. Esta relação deve-se ao estado de coerência entre o reticulado do núcleo original e o da matriz. A relação de coerência pode também causar uma forma e orientação preferencial das partículas precipitadas, principalmente em seus estágios primitivos de formação.

Por permitir uma menor energia interfacial entre o precipitado e a matriz, o estado de coerência promove a formação de uma estrutura cristalina de transição que é uma estrutura que, embora não seja um precipitado mais estável, forma-se com uma energia livre de ativação menor do que a energia do precipitado final^[21,22].

A energia livre do sistema contendo partículas em crescimento na vizinhança da matriz pode ser tomada como uma soma de três componentes: energia livre de volume, energia livre de superfície e energia livre de deformação^[21]. Quando a partícula precipitada é muito pequena, o termo relativo à energia livre de superfície é dominante e pode conduzir à formação de um reticulado de transição. À medida que as partículas crescem, a energia livre de volume e a de deformação tornam-se importantes na determinação da energia livre total (Figura 33). Deste modo, um reticulado de transição pode ser estável quando uma partícula é pequena, tornando-se instável quando ela cresce. Quando a partícula torna-se suficientemente grande a ponto dos dois últimos termos se tornarem dominantes, ela se transformará em uma estrutura cristalina (que é mais estável), mas envolvida por uma interface de energia mais alta do que a interface coerente primitiva.

O precipitado normalmente exerce sua máxima influência sobre a matriz pouco antes da perda de coerência porque as deformações de coerência no mesmo instante são maiores. Desde que a perda de coerência depende das imperfeições estruturais associadas com o precipitado (imperfeições que variam de lugar para lugar), a perda de coerência acontecerá em partículas de tamanhos variados.

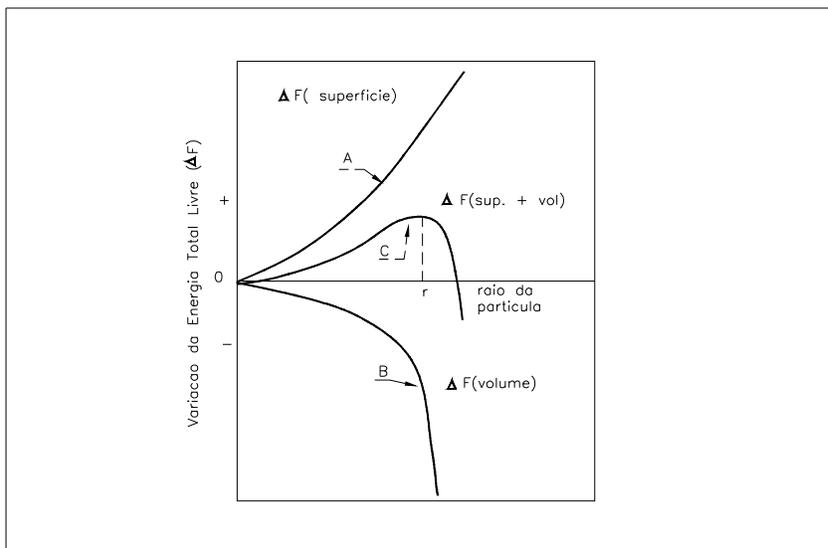


Figura 33 – Relação entre a variação da energia livre total e o tamanho da partícula [ref. 21]

As partículas precipitadas geralmente tomam formas mais ou menos definidas. Em estágios anteriores, quando as partículas precipitadas são pequenas, a forma é normalmente a de lamelas e seu plano é paralelo ao plano da coerência. Quando a matriz e os reticulados precipitados estão parecidos em tipo e parâmetros, o precipitado algumas vezes toma a forma de pequenos cubos. Em estágios posteriores de crescimento de partículas, a formação de lamelas é favorecida por uma maior taxa de difusão de átomos de soluto ao longo de linhas de distorção cristalina, tais como planos de deslizamento e contornos de grãos.

Deformação plástica e, em muito menor grau, deformação elástica, na borda de uma lamela em crescimento, favorece a difusão para a borda da mesma, promovendo deste modo o crescimento continuado na mesma forma, mesmo que o estado de coerência possa não existir por muito tempo. Desde que a borda da lamela se estende para dentro da matriz não saturada mais rápido do que os lados, a forma de lamela tende a se manter. Esta é uma forma do efeito de ponto que favorece em parte a formação de dendritas quando um fundido se resfia.

Sob condições nas quais a matriz é levada a um estado de alta deformação pela presença do precipitado, muitos mecanismos podem operar para aliviar estas deformações. A rede da matriz se ajustará continuamente por difusão termo ativada para remover átomos onde a rede está comprimida e colocar onde ela está tensionada. Neste momento, se as deformações tornam-se suficientemente grandes, e imperfeições convenientes estão presentes, podem ocorrer deslizamentos e maclação.

Finalmente, as deformações devido a precipitações podem ser removidas pela total recristalização da matriz. Quando as partículas precipitadas alcançam sua estrutura cristalina de equilíbrio e o conteúdo de soluto da matriz tiver reduzido à concentração de equilíbrio, as leis de coalescência tornam-se operativas.

Grandes partículas com sua menor razão superfície/volume são mais estáveis do que partículas menores. Deste modo, pequenas partículas se dissolvem abastecendo a matriz com átomos de soluto que se difundem para maiores partículas de precipitados onde tomam suas posições na rede.

6.1.2 Segregação para Contornos de Grãos

A segregação irá para os contornos de grãos porque este é o local de mais baixa energia de nucleação para precipitação de novas fases de uma solução sólida pré existente^[23]. Segregação nos contornos de grãos deste tipo é mais significante quando um reticulado de carboneto é formado de uma fase precipitada frágil.

Um aço hipereutetóide pode servir como um protótipo de microsegregação nos contornos de grãos. Se uma solução sólida é tratada para formar uma microestrutura austenítica homogênea e então deixada equilibrar-se um pouco acima da temperatura eutetóide, um reticulado de carboneto é formado nos contornos do grão da austenita. Resfriamento posterior produz uma microestrutura normal de ferrita e carboneto dentro da matriz dos grãos de austenita e este carboneto pode formar uma microestrutura de perlita, bainita ou martensita temperada.

A microsegregação que gera o reticulado de carboneto tem diversas conseqüências sobre a metalurgia dos ferrosos e é usado para determinação de tamanho de grão de austenita para requerimentos de tratamento térmico. Tal reticulado não é desejado em aços comerciais porque a continuidade da fase de carboneto frágil produz propriedades físicas inferiores.

Outras segregações nos contornos de grãos são as precipitações de óxidos de Cr, W e Be, as quais resultam em fragilização^[23].

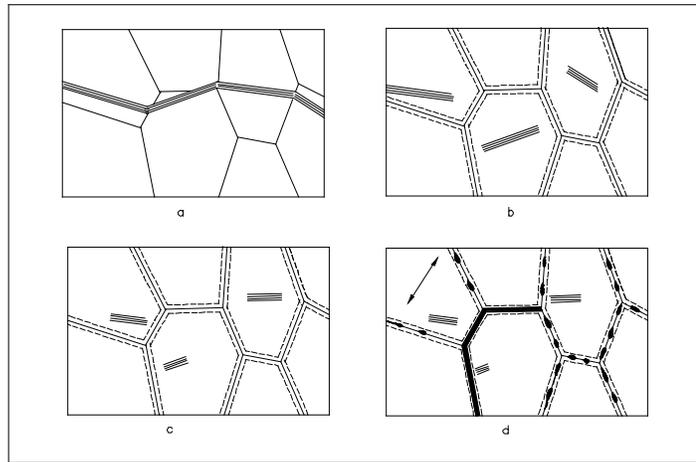


Figura 34 – Mecanismo de endurecimento por envelhecimento e fratura intergranular [Ref. 21]
a) Solução sólida homogênea macia; b) Zonas endurecidas nos contornos de grãos devido precipitação localizada; c) Algum endurecimento dentro dos grãos devido à precipitação geral; d) Endurecimento geral posterior acompanhado de amaciamento localizado no contorno de grãos devido à coalescência

A Figura 34 mostra o mecanismo de endurecimento por envelhecimento e fratura intergranular. Note na Figura 34d que a aplicação de tensões na direção das setas pode causar fratura ao longo dos contornos de grãos enfraquecidos indicados pelas linhas escuras.

Para tornar estes metais dúcteis, é necessário utilizar processos que evitam ou removem o oxigênio inicial do metal, evitando sua concentração nos contornos de grãos.

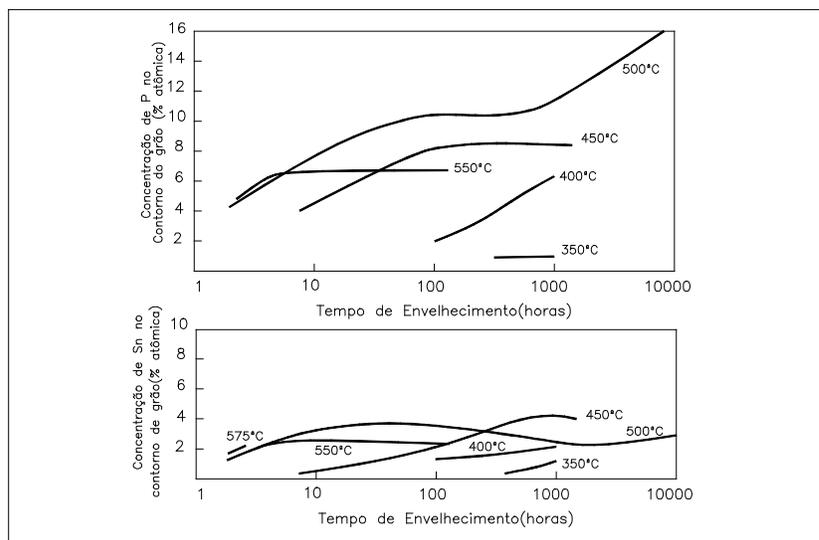


Figura 35 – Variação das concentrações de Sn e P nos contornos de grãos de um aço baixa liga [ref. 25]

A taxa na qual os átomos se difundem nos contornos de diferentes grãos não é a mesma mas depende da estrutura atômica de cada contorno individualmente. Isto, por sua vez depende da

orientação dos cristais vizinhos e do plano do contorno, pois o coeficiente pode variar com a direção dentro de um determinado plano^[22,24]. A Figura 35 mostra a variação da concentração de Sn e P em função do tempo e da temperatura de envelhecimento para um aço de baixa liga.

6.2 Fragilização ao Revenido

O processo de revenido é aquele no qual um aço previamente endurecido ou normalizado é aquecido abaixo da faixa de temperaturas de transformação (temperaturas críticas) e resfriado em uma determinada taxa com o objetivo principal de aumentar a ductilidade e tenacidade. Entretanto, quando um aço carbono comum ou de baixa liga são mantidos por longos períodos de tempo em temperaturas entre 375°C a 575°C, ocorre uma perda de tenacidade devido à redução na resistência coesiva no contorno de grãos causada pela segregação de certas impurezas metálicas dos grupos IVB e VB da tabela periódica, para os contornos de grãos, reduzindo a coesão intergranular do ferro, através da redução da sua energia de superfície^[25,26].

Alguns elementos, apesar de terem menor atividade superficial, desempenham um papel mais importante na fragilização porque interagem com certos elementos metálicos, provocando uma segregação simultânea de elementos de liga e de átomos de impurezas para os contornos de grãos. Assim, a força motora para esta segregação simultânea resulta de uma interação mais forte entre o elemento de liga e os átomos de impurezas do que entre estes e o ferro.

Na maioria dos aços ligados ocorre também a precipitação de carbonetos nos contornos de grãos, nos quais nucleiam trincas intergranulares. Estes carbonetos obstruem as discordâncias nos contornos de grãos, causando uma decoesão na interface ferrita/carboneto, principalmente se houver também segregação de átomos de impurezas (Figura 34). Qualquer aço contendo apreciáveis quantidades de Mn, Ni, ou Cr serão susceptíveis à fragilização desde que contenham impurezas tais como Sb, P, Sn. Sabe-se que P e Sn são os maiores causadores de problemas no que se refere à fragilização de aços comerciais^[27]. A Figura 36 mostra um diagrama tempo-temperatura para a fragilização do aço SAE 4340 com 150 ppm de fósforo.

O molibdênio pode ser adicionado em percentagens entre 0,5% e 1,0% para reduzir a susceptibilidade à fragilização, mas apenas para aços sujeitos a pouco tempo em temperaturas de fragilização^[28].

Para alguns aços de baixa liga, a taxa de fragilização é rápida a princípio, mas diminui com o tempo de exposição em uma dada temperatura, segundo uma curva parabólica que tende a um máximo de 3000 horas ^[28].

Tratamentos teóricos de segregação tem sido em geral baseados na termodinâmica reversível na qual a força que dirige a segregação é diretamente relacionada a diferenças na solubilidade sólida dos elementos segregantes nos contornos de grãos e no material. Enquanto tal aproximação é razoavelmente simples para ligas binárias, é consideravelmente complexa em ligas ternárias e de ordens maiores onde interações entre solutos segregantes podem modificar significativamente as forças impulsoras da segregação. Guttman ^[23] usou um modelo de solução regular para mostrar como a segregação de traços de impurezas e de elementos de ligas principais em aços de baixa liga pode ser avaliada em termos de interações entre dois tipos de elementos. Basicamente, se a interação resulta na redução da solubilidade sólida para ambos os elementos no material, a força que dirige a segregação é aumentada ^[25].

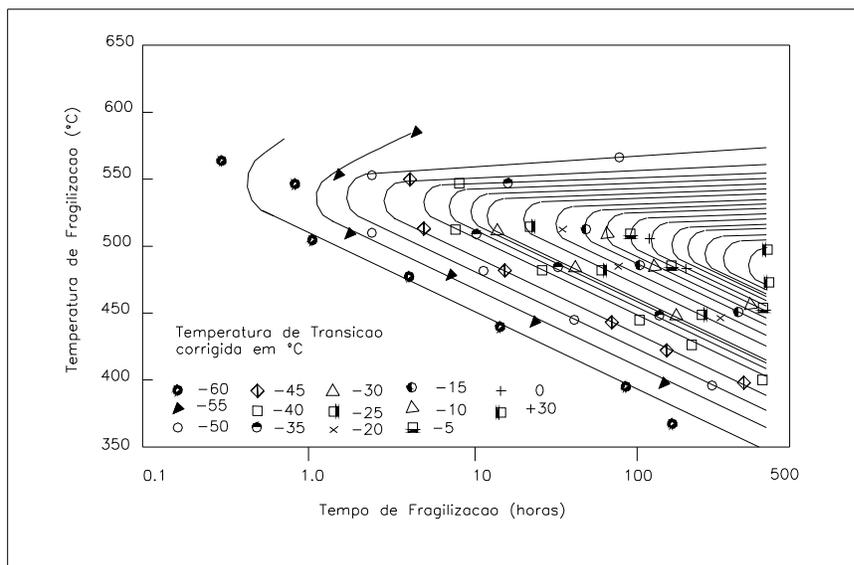


Figura 36 – Diagrama de fragilização do aço SAE 4340 [ref. 27]

Uma segunda área de complexidade refere-se à relação entre o comportamento da segregação e variações na microestrutura. Gage et al ^[25] mostram que tanto em envelhecimento de curta duração quanto de longa duração, a segregação e variações da microestrutura ocorrem simultaneamente e afetam tanto a resistência à fratura intergranular quanto as propriedades mecânicas do material.

Honeycombe^[26] afirma que o modo de propagação de uma trinca no contorno de grão depende não só da coesão nestes contornos, mas também da tenacidade relativa do interior do grão, isto é, se o interior do grão tiver uma tenacidade maior, há menor probabilidade de ocorrer trinca transgranular.

7 PREVISÃO DAS PROPRIEDADES PARA LONGOS TEMPOS

Muitas vezes necessita-se saber as propriedades dos materiais para as quais não existem dados experimentais, como no caso de trabalho durante longo tempo sob altas temperaturas. Foram propostos diversos parâmetros que relacionam tempo e temperatura, a fim de extrapolar propriedades de materiais a partir de resultados de ensaios mais curtos realizados em temperaturas mais elevadas. Baseados na hipótese que considera as variações destas propriedades como resultado de um processo termicamente ativado, diversos pesquisadores têm usado a equação de Arrhenius^[29,30,31] e a equação de Hollomon-Jaffe^[32] para correlacionar tempos e temperaturas de envelhecimento de aços. O envelhecimento acelerado tem o mesmo efeito nas propriedades do material envelhecido em serviço, se a temperatura daquele não for maior que a temperatura de serviço + 100°C^[32].

No caso do uso da equação de Arrhenius, torna-se necessária a determinação da energia de ativação do material em questão.

7.1 Determinação Experimental da Energia de Ativação

A hipótese mais simples considera a fluência como um único processo ativado, podendo ser expressa pela Equação 77, de taxa de deformação, do tipo Arrhenius^[5]:

$$\dot{\epsilon} = C e^{\frac{-Q}{RT}} \quad (77)$$

onde Q = energia de ativação do processo controlador da taxa;

C = constante preexponencial complexa;

T = temperatura absoluta;

R = constante universal dos gases.

Sherby e Dorn concluíram que a energia de ativação para a difusão é igual à energia de ativação para a fluência^[13].

O carbono dissolvido na matriz difunde formando precipitados. Quando os precipitados estão pequenos (zonas de Guiner Preston), não barram as discordâncias porque estas passam através

deles. Quando estes precipitados já estão grandes, também não são capazes de barrar as discordâncias, porque elas passam em sua volta (fontes de Frank Read)^[5].

Entretanto, há um tamanho intermediário de precipitado, para o qual acontece um maior impedimento ao movimento das discordâncias, que é o ponto de máxima tensão de tração para uma determinada temperatura e taxa de deformação.

As temperaturas relativas às máximas tensões de tração em cada taxa de deformação são então usadas para se traçar um gráfico em função do logaritmo da respectiva taxa de deformação, obtendo-se assim, uma reta cuja inclinação é a razão entre a energia de ativação (Q) e a constante universal dos gases (R).

A energia de ativação do aço DIN 15Mo3, foi determinada experimentalmente, através da Equação 77, que relaciona temperatura T e taxa de deformação $\dot{\epsilon}$, para os quais se observa o máximo na tensão para 2% de deformação ($\sigma_{2\%}$), no ensaio de tração convencional^[33].

7.2 Determinação dos Tempos de Envelhecimento

Os tempos equivalentes de envelhecimento do aço DIN 15Mo3 serão calculados pela relação de Arrhenius (Equação 78)^[29,31] e pela equação de Hollomon-Jaffe (Equação 79)^[34].

7.2.1 Cálculo pela Relação de Arrhenius

Assumindo que o processo de envelhecimento é governado pela relação de Arrhenius^[29,31], tal que os tempos t_1 e t_2 , necessários para causar uma determinada fragilização nas temperaturas T_1 e T_2 são relacionados através da energia de ativação (Q), e a constante dos gases (R), pela Equação 78, pode-se calcular os tempos necessários para o envelhecimento.

$$\ln t_1 = \ln t_2 - \left(\frac{Q}{R}\right)\left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}\right) \quad (78)$$

onde: Q – energia de ativação para fragilização [kJ/mol];

R – constante universal dos gases [J/mol K];

T_1 e T_2 – temperaturas de fragilização [K];

t_1 e t_2 – tempos de fragilização [horas].

7.2.2 Cálculo pela Equação de Hollomon-Jaffe

A equação de Hollomon-Jaffe^[34] mostrada na Equação 79, é uma derivação da equação de Larson-Miller^[31,35]. Enquanto a equação de Larson-Miller é usada normalmente para extrapolação de tempos de fluência, a equação de Hollomon-Jaffe, que se difere apenas no valor da constante C, é usada para extrapolar tempos de envelhecimento térmico.

$$P = \ln T + \ln(C + \ln t) \quad (79)$$

Onde:

P = parâmetro de Hollomon-Jaffe;

T = temperatura em graus K;

t = tempo em horas;

C = 10, constante dependente do material.

8 MATERIAL E METODOLOGIA

8.1 Material

O material a ser estudado é o aço DIN 15Mo3, com as seguintes características na condição “como laminado”, fornecidas pelo fabricante:

Espessura: 50 mm.

Tabela 2 – Composição química (% em peso)

C	Mn	Si	P	S	Mo
0,18	0,72	0,31	0,024	0,013	0,27

Propriedades Mecânicas:

- Limite de resistência à tração: 438 MPa.
- Limite de escoamento: 282 MPa.
- Alongamento (base de medida = 22mm): 28%.

8.2 Determinação da Energia de Ativação

A energia de ativação para a difusão foi determinada através de testes de tração de 20 corpos-de-prova (Figura 37) em diferentes temperaturas e taxas de deformação de acordo com os seguintes passos:

1. escolha das taxas de deformação: escolheram-se 3 diferentes taxas de deformação, de acordo com a capacidade da máquina de tração utilizada (Instron, 10 ton). Estas taxas de deformação foram $3.7 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $3.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ e $3.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$;
2. temperaturas de teste: para se ter uma idéia inicial dos pontos de tensões máximas realizou-se ensaios de tração nas temperaturas de 100°C, 200°C, 300°C e 400°C. Depois

determinados estes prováveis pontos de tensões máximas, foram realizados outros ensaios de tração em temperaturas à direita e à esquerda dos mesmos de modo a confirmar se eles eram realmente pontos de tensões máximas;

3. determinação da energia de ativação: as temperaturas para as quais se obtiveram os valores de tensão máxima a 2% de deformação foram plotadas em função do logaritmo neperiano das respectivas taxas de deformação, obtendo-se como resultado, uma reta cuja inclinação multiplicada pela constante universal dos gases ($R = 8.31 \text{ J/mol K}$) é o valor da energia de ativação Q . Desta forma, o valor da energia de ativação do aço 15Mo3 obtido foi $Q = 156 \text{ kJ/mol}$.

8.3 Determinação dos Tempos de Envelhecimento

Quando se usa as equações de extrapolação de tempo de envelhecimento térmico, o envelhecimento acelerado tem o mesmo efeito nas propriedades do material quando envelhecido em serviço, se a temperatura não exceder a temperatura de serviço em mais de 100°C , e for inferior à temperatura de recozimento do material^[32].

Portanto, a simulação do envelhecimento térmico em tempos de até 100000 horas, na temperatura de 350°C foi feita com a exposição do material à temperatura de 450°C em tempos equivalentes calculados pela relação de Arrhenius (Equação 78) e pela equação de Hollomon-Jaffe (Equação 79).

8.4 Preparação de Corpos-de-prova de COD, Integral J, Tração e Impacto Charpy

Como cada grupo foi dividido em 4 subgrupos, de acordo com o tempo de envelhecimento (0, 25000, 75000 e 100000 horas). A identificação foi feita como mostra o seguinte modelo:

- 1N: Corpo-de-prova número um do grupo normalizado e subgrupo não envelhecido
- 6T25: Corpo-de-prova número seis do grupo temperado e subgrupo envelhecido durante 25000 horas.

Os corpos-de-prova de tração (Figura 37) foram retirados na posição T-S de acordo com a norma ASTM E-8-96^[37], em número de 32, sendo 4 cp's para cada condição de

envelhecimento. A identificação seguiu os mesmos critérios usados para os cp's de COD e Integral J.

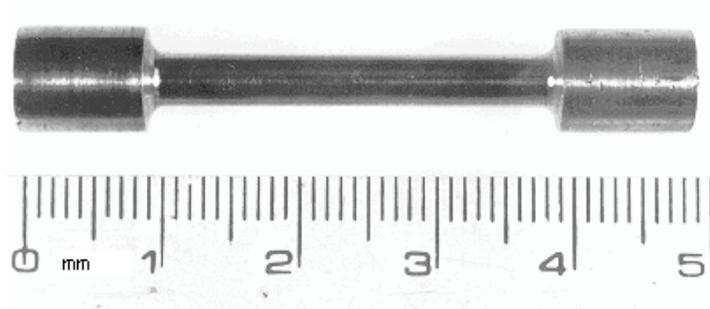


Figura 37 – Corpo-de-prova de tamanho reduzido para testes de tração (ASTM E 23-96^[6])

Foram preparados 48 corpos-de-prova do tipo SENB (Figura 38), na posição T-S, de acordo com as normas ASTM E 1290/93^[17], ASTM E 813-89^[36] e para testes de COD e de Integral J, os quais foram divididos em dois grupos: normalizados e temperados.

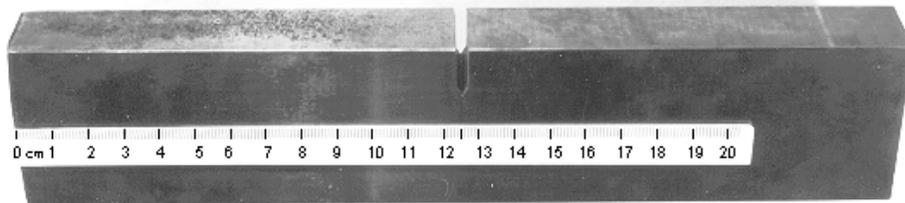


Figura 38 – Corpo-de-prova SENB para testes de COD e integral J (ASTM E 1820-96^[16])

Depois de usinados, todos os corpos-de-prova foram submetidos a controle dimensional, sendo tomada como medida final, a média de quatro medidas feitas na região do entalhe, tanto na largura (W), quanto na espessura (B).

Os corpos-de-prova para ensaios de Charpy (Figura 39) foram retirados na posição T-S, de acordo com a norma ASTM E 23-96^[6], num total de 256, isto é, 32 cp's para cada condição de envelhecimento. A identificação seguiu os mesmos critérios anteriores.

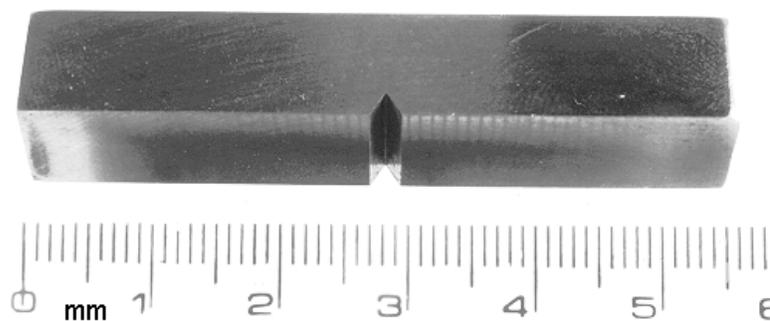


Figura 39 – Corpo-de-prova para teste Charpy (ASTM E 8-96^[37])

8.5 Caracterização do Material Normalizado e do Material Temperado

8.5.1 Dureza

A verificação da dureza Vickers foi feita em cada corpo-de-prova, antes e depois do envelhecimento, em quatro pontos distintos, na superfície de laminação, tomando-se como dureza final a média de todas as medidas para cada subgrupo (média de 24 medidas por subgrupo). Usou-se um durômetro marca Wolpert com carga de 3 kgf para os cp's normalizados e 5 kgf para os cp's temperados.

A verificação da microdureza Vickers foi feita com os mesmos critérios anteriores nas amostras usadas na micrografia ótica, usando-se um durômetro modelo Durimet, marca Leitz, com carga de 50 gramas.

8.5.2 Metalografia

8.5.2.1 Microscopia Ótica

As amostras para metalografia foram preparadas com lixamento até lixa de granulação 600 e polidas com pasta de diamante até $\frac{1}{4}$ μm na superfície paralela à superfície de laminação. O ataque da superfície foi feito com nital a 2 %.

O microscópio usado foi um ORTHOLUX IIPOL-BK, marca Leitz, com aumentos de 100x, 200x, 500x e 1000x.

As medidas dos diâmetros médios dos grãos foram feitas com o programa Quantikov^[38].

8.5.3 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram feitos em máquina de tração universal INSTRON, de acordo com a norma ASTM E 8-96^[37]. O gráfico de carga versus deslocamento foi obtido com um registrador gráfico, com uma velocidade do papel de 2 cm/min e a velocidade de aplicação da carga foi de 0,1 cm/min, o que resultou em uma taxa de deformação de $2,7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Os valores finais de tensão de escoamento, limite de resistência, limite de ruptura, alongamento e redução de área, foram tomados como a média dos valores obtidos de 4 corpos-de-prova, para cada subgrupo.

8.5.4 Análise de Fratura

As fraturas foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura marca Jeol, modelo JSM 5410, com aumento de 750x e energia de 15 kV. Foram fotografadas as regiões de crescimento estável de trinca e as regiões de fratura instável.

8.6 Tratamentos Térmicos

8.6.1 Normalização

Todo o material foi normalizado a 870°C, pelo fabricante, utilizando o ciclo de tratamento térmico mostrado na Figura 40.

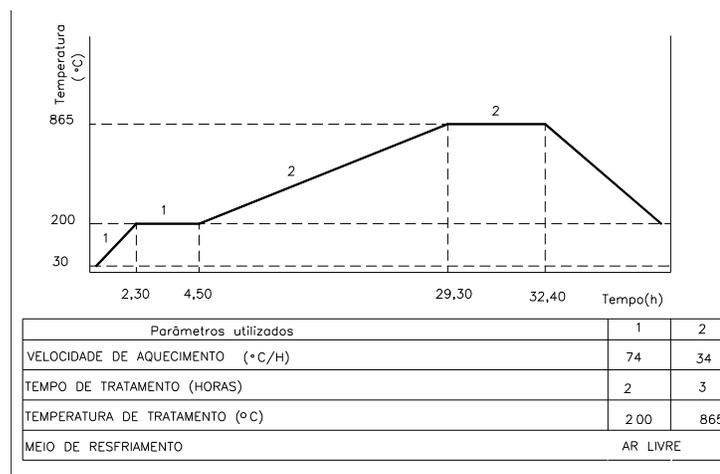


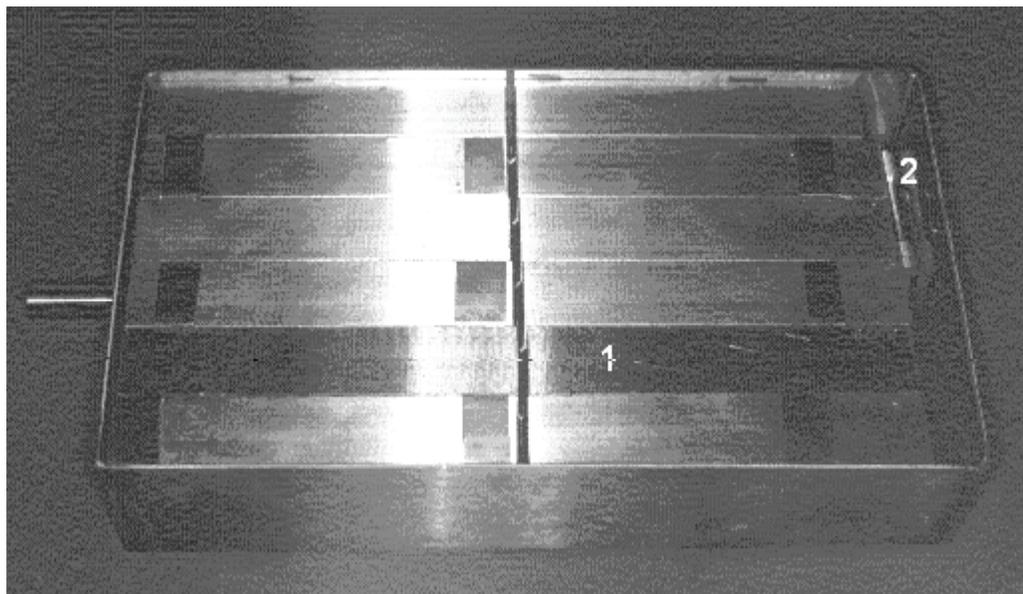
Figura 40 – Tratamento térmico de normalização

8.6.2 Têmpera

Os corpos-de-prova a serem temperados foram aquecidos em forno elétrico a 870°C durante 1 hora e resfriados em água, sem revenimento subsequente.

8.6.3 Envelhecimento Térmico

Cada subgrupo de corpos-de-prova foi acondicionado em uma caixa de aço inoxidável AISI 304 (Figura 41) que depois de submetida a vácuo da ordem de 10^{-3} atm, foi enchida de argônio e hermeticamente fechada, para se evitar a contaminação e oxidação dos mesmos pela atmosfera do interior do forno durante o envelhecimento térmico. O forno utilizado foi um forno elétrico marca Combustol para temperaturas até 1400°C. Para aumentar sua inércia, o volume de sua câmara foi reduzido ao mínimo com o uso de tijolos refratários, o que permitiu trabalhar nas temperaturas de $450 \pm 8^\circ\text{C}$. Depois de estabilizada a temperatura do forno, as caixas foram colocadas no interior do mesmo e ao fim de cada tempo de envelhecimento, o respectivo subgrupo foi retirado e resfriado ao ar. As temperaturas foram registradas em registrador gráfico através de 3 termopares do tipo K, fixados por meio de solda na superfície externa das caixas de aço inoxidável.



1 – Corpos-de-prova de COD e integral J; 2 – Corpos-de-prova de tração

Figura 41 – Caixa de aço inoxidável com corpos-de-prova para envelhecimento térmico

8.7 Testes de COD e Integral J

8.7.1 Pré-trincas de Fadiga

As pré-trincas de fadiga foram feitas na máquina universal de ensaios mecânicos MTS, com cargas máximas e mínimas calculadas de acordo com as normas ASTM E 1290/93^[17], ASTM E 813-89^[36], com onda senoidal de frequência de 60 Hertz. Os corpos-de-prova foram trincados em dois estágios, isto é, o comprimento final da pré-trinca (2 mm) foi feito com valores de cargas máxima e mínima menores do que os valores das cargas usadas nos 8 mm iniciais. As cargas de pré-trinca foram as seguintes:

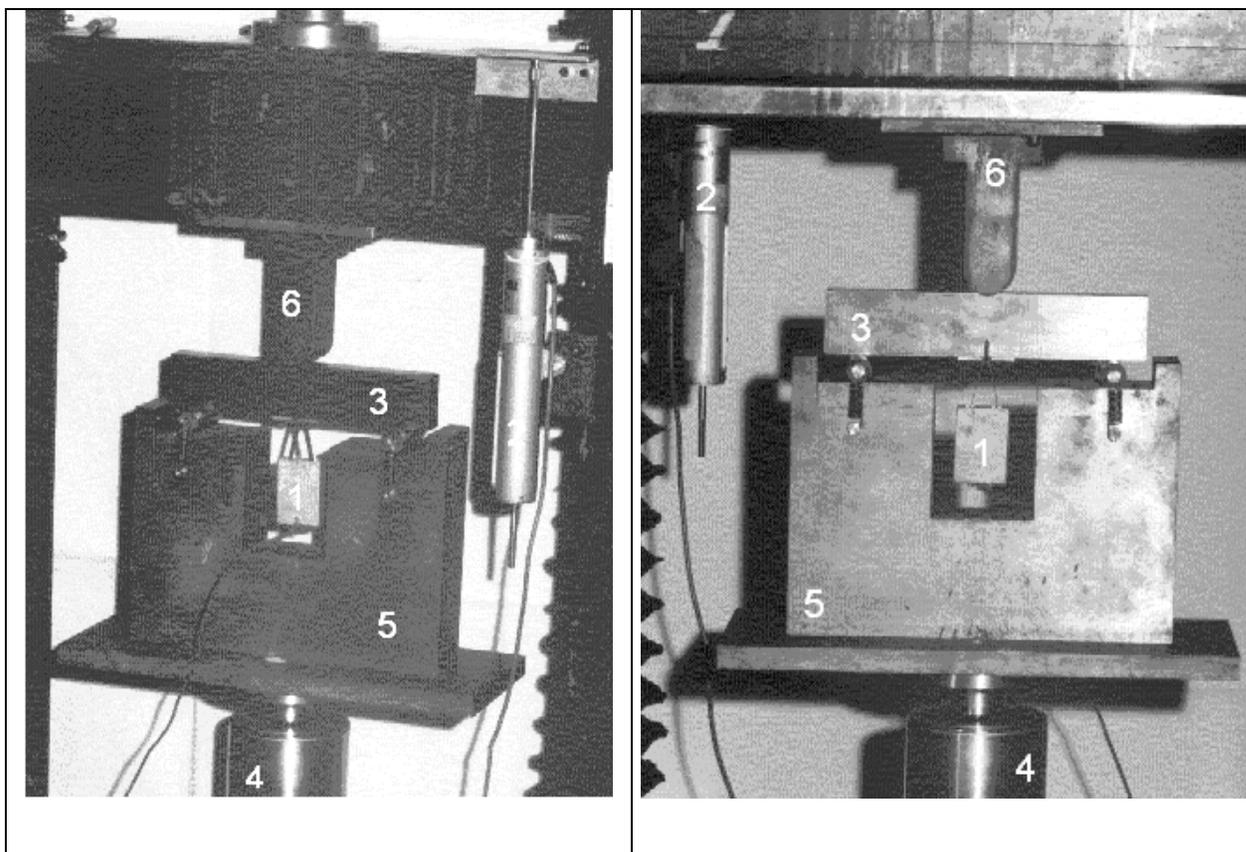
Tabela 3 – Cargas de pré-trinca

Carga (kgf)	Corpos-de-prova Normalizados		Corpos-de-prova Temperados	
	Início da Pré-trinca	Fim da Pré-trinca	Início da Pré-trinca	Fim da Pré-trinca
Carga Máxima	2000	1200	3800	2400
Carga Mínima	200	120	380	240

8.7.2 Dobramento dos Corpos-de-Prova

Durante o dobramento dos corpos-de-prova foram medidos os valores do deslocamento da linha de carga (deslocamento vertical do ponto de aplicação de carga) e da abertura da boca da trinca (medida da abertura do entalhe no ponto de contato do *clip gage*) e suas respectivas cargas.

Os dobramentos dos corpos-de-prova foram feitos na máquina universal de ensaios mecânicos Instron, com capacidade para 10 toneladas. A montagem dos corpos-de-prova na máquina foi feita de acordo com as normas ASTM E 1290/93^[17], ASTM E 813-89^[36] e é mostrada na Figura 42.



1) *Clip gage*; 2) Transdutor de deslocamento; 3) Corpo-de-prova; 4) Célula de carga; 5) Base; 6) Punção

Figura 42 – Montagem para execução dos testes de COD e integral J

A Tabela 4 abaixo mostra os parâmetros de ajuste da Instron para os testes de dobramento.

Tabela 4 - Parâmetros de ajuste da Instron para os testes de dobramento

Grupo de Corpo-de-prova	Velocidade de Carregamento (cm/min)	Velocidade do Papel (Registrador) (cm/min)	Fundo de Escala (kgf)
Temperado	0,1	5,0	10,0
Normalizado	0,1	5,0	5,0

O *clip gage* foi usado para medir a abertura da boca da trinca e o transdutor de deslocamento foi usado para medir o deslocamento da linha de carga. Os dados do *clip gage*, do transdutor e da célula de carga da Instron foram obtidos por um sistema computadorizado de aquisição de dados, em intervalos de 5 segundos. A temperatura, durante a execução dos testes, foi de $25 \pm 2^\circ\text{C}$ medida com termopar tipo K durante a execução dos mesmos.

O tratamento dos dados foi feito com os programas Excel 7.0 e Origin 4.1, através de gráficos de carga versus abertura da boca da trinca e carga versus deslocamento da linha de carga. A partir destes gráficos, foram obtidos os valores V_{pi} e A_{pi} e suas respectivas cargas, necessários ao cálculo dos valores de CTOD condicionais (δ_Q) e de integral J condicionais (J_Q), através das respectivas curvas de resistências.

O comportamento do material normalizado durante o envelhecimento térmico foi estudado a partir dos valores de δ_Q e J_Q obtidos através das curvas de resistência.

O comportamento do material temperado durante o envelhecimento térmico foi estudado a partir dos valores de J_Q usando-se a distribuição de Weibull.

8.7.3 Distribuição de Weibull

O Draft 15 da ASTM^[39] usa o modelo de três parâmetros de Weibull para relacionar os valores de K_{JC} e a probabilidade cumulativa para falha, na determinação da temperatura de referência T_0 . Landes^[40] sugeriu o uso desta distribuição para a comparação do comportamento do material que apresentou fraturas instáveis, devido à impossibilidade de fazê-lo através das curvas de resistência.

O termo P_f é a probabilidade para falha para um dado K_{JC} para uma amostra escolhida arbitrariamente de uma população de amostras. Ele pode ser calculado por:

$$P_f = 1 - \exp\left\{-\left[\frac{(K_{JC} - K_{\min})}{(K_0 - K_{\min})}\right]^b\right\} \quad (80)$$

Os aços ferríticos com tensão de escoamento em uma faixa entre 275 e 825 MPa apresentam uma distribuição de Weibull para os valores de tenacidade à fratura de forma aproximadamente igual quando $K_{\min} = 20$ MPa. Esta forma é definida pelo expoente de Weibull “b”, o qual é assumido constante e igual a 4. O parâmetro de escala K_0 é um parâmetro de ajuste dos dados e é dado por:

$$K_0 = \left[\sum_{I=1}^n (K_{JC(i)} - K_{\min})^4 / (N - 0,3068) \right]^{1/4} + K_{\min} \quad (81)$$

onde N é o número de amostras.

O valor de K_{JC} médio é dado por:

$$K_{JC(médio)} = (K_0 - K_{\min})[\ln(2)]^{1/4} + K_{\min} \quad (82)$$

As coordenadas de Weibull são obtidas com:

$$Y_i = \ln\left\{ \ln\left[1/(1 - P_{f(i)})\right] \right\} \quad (83)$$

$$\text{onde } P_{f(i)} = \frac{(i - 0,3)}{(N + 0,4)}$$

$$X_i = \ln[K_{JC} - K_{\min}] \quad (84)$$

Para se obter uma reta deve-se linearizar como se segue:

$$Y = 4X - Y_0 \quad (85)$$

$$\text{onde } Y_0 = -4\ln(K_0 - K_{\min}) \quad (86)$$

De acordo com Landes^[40], a posição relativa dos dados no gráfico, nos dá uma idéia da tenacidade do material, isto é, uma maior tenacidade desloca a reta para a direita.

8.8 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy instrumentado, por fornecer resultados mais precisos do que o ensaio convencional, foi feito nas temperaturas entre -196°C e 200°C . O equipamento usado foi uma máquina de ensaios Charpy, marca Ametek, com martelo de 27 kgf e cutelo instrumentado. Para o condicionamento de sinais e a alimentação da célula de carga, utilizou-se o sistema 2400 da Measurements Group INC, controlado por um micro computador Pentium 166. A aquisição de dados foi feita com o uso de um osciloscópio digital de 150 MHz, Hewlett Packard, modelo 54500. Foram traçadas curvas de transição dúctil-frágil a partir da energia total de fratura.

9 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir são apresentados e discutidos todos os resultados obtidos durante o estudo da influência do envelhecimento térmico na tenacidade à fratura do aço 15Mo3 no estado normalizado e no estado normalizado e temperado.

9.1 Determinação da Energia de Ativação para Difusão

A Tabela 5, do anexo, mostra os valores de tensão obtidos nos testes de tração para determinação da energia de ativação e suas respectivas temperaturas, para cada taxa de deformação.

A Figura 43 mostra as curvas de $\sigma_{2\%}$ versus temperaturas de teste para cada taxa de deformação, obtidas em testes de tração.

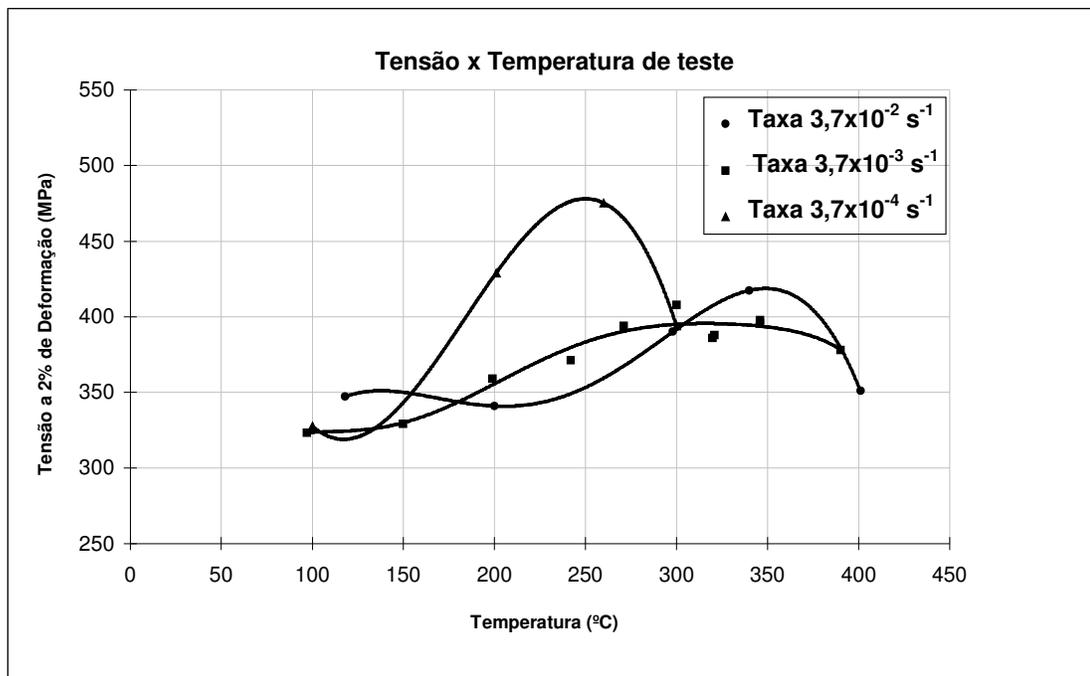


Figura 43 – Curvas de $\sigma_{2\%}$ versus temperatura de teste

A Figura 44 mostra a reta obtida pelo logaritmo neperiano da taxa de deformação versus o inverso da temperatura. O valor da energia de ativação (Q) é de 156 kJ/mol, obtido pelo produto da inclinação desta reta pela constante universal dos gases (R).

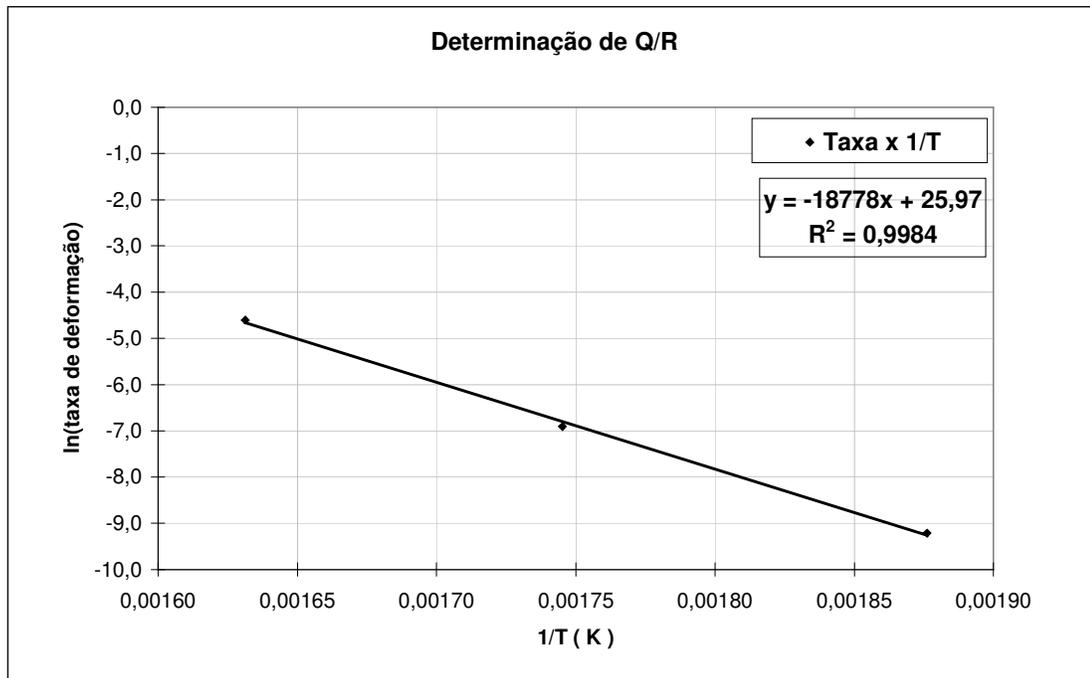


Figura 44 – Curva para determinação da energia de ativação do aço 15 Mo3(1/T x ln(ε̇))

9.2 Cálculo dos Tempos de Envelhecimento

9.2.1 Cálculo pela Relação de Arrhenius

A Tabela 6 mostra os tempos reais e equivalentes de envelhecimento, calculados pela equação

$$\ln t_1 = \ln t_2 - \left(\frac{Q}{R}\right)\left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}\right), \text{ tomando } Q = 156 \text{ kJ/mol, } R = 8.31 \text{ J/molK,}$$

$T_1 = 450^\circ\text{C}$, $T_2 = 350^\circ\text{C}$.

Tabela 6 - Tempos de Envelhecimento calculados pela equação de Arrhenius

Tempo simulado a 350°C (horas)	0	25000	75000	100000
Tempo de envelhecimento a 450°C (horas)	0	387	1160	1547

9.2.2 Cálculo pela equação de Hollomon-Jaffe

A Tabela 7 mostra os tempos reais e equivalentes de envelhecimento, calculados pela equação $P = \ln T + \ln(C + \ln t)$, tomando T = temperatura em graus K, t = tempo em horas, $C = 10$ (constante para aços de baixa liga).

Tabela 7 – Tempos de envelhecimento calculados pela equação de Hollomon-Jaffe

Tempo simulado a 350°C (horas)	0	25000	75000	100000
Tempo de envelhecimento a 450°C (horas)	0	388	999	1280

Pode-se observar que para tempos de zero e 25000 horas na temperatura de 350°C há uma boa concordância entre os valores de tempo na temperatura de 450°C, obtidos pelas duas equações. Entretanto, para tempos de 75000 e 100000 horas há uma grande defasagem entre os valores obtidos pelas duas equações. Acredita-se que esta defasagem se deve ao fato de que a equação de Arrhenius utiliza a energia de ativação determinada especificamente para o material em questão, enquanto que a equação de Hollomon-Jaffe utiliza uma constante única para qualquer aço de baixa liga^[34]. Desta forma, tomou-se como tempo de envelhecimento, o tempo calculado pela equação de Arrhenius.

9.3 Dureza

A Tabela 8, do anexo, mostra os valores de dureza Vickers média dos corpos-de-prova medidos ao término de cada tempo de envelhecimento.

A Figura 45 mostra o gráfico obtido com estes valores de dureza em função do tempo de envelhecimento.

O material normalizado não sofreu variação de dureza durante todo o envelhecimento térmico, o que mostra que não houve variações metalúrgicas em consequência deste envelhecimento. Já o material temperado, teve uma queda brusca de dureza nas primeiras 25000 horas de envelhecimento, mantendo-se constante durante o envelhecimento subsequente. A estrutura martensítica é uma estrutura altamente tensionada e durante o revenido, inicia-se a nucleação de cementita, a qual tende a crescer e esferoidizar. A redução da dureza é devida ao coalescimento desta cementita^[26].

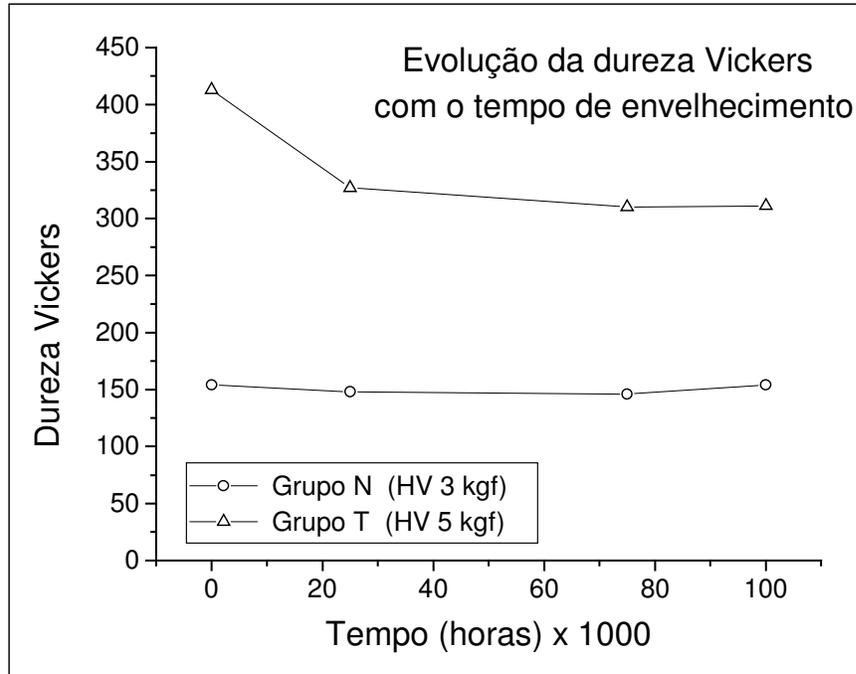


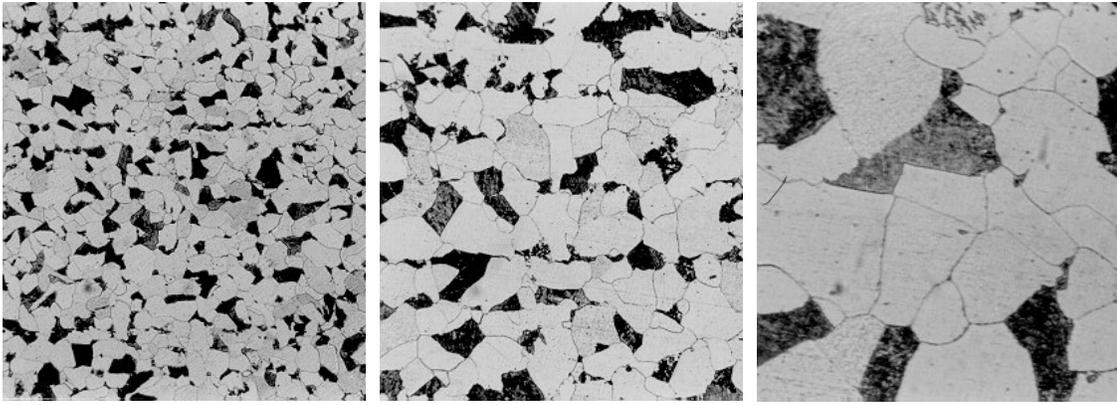
Figura 45 – Dureza Vickers em função do tempo de envelhecimento

9.4 Metalografia

A seguir são mostrados os resultados das observações e medições de microdureza das amostras normalizadas e temperadas antes e após o envelhecimento térmico.

9.4.1 Microscopia Ótica

As Figuras 46, 47, 48 e 49 mostram as fotografias das microestruturas das amostras normalizadas após cada tempo de envelhecimento, com aumentos de 100x, 200x e 500x, ataque de nital a 2 %.

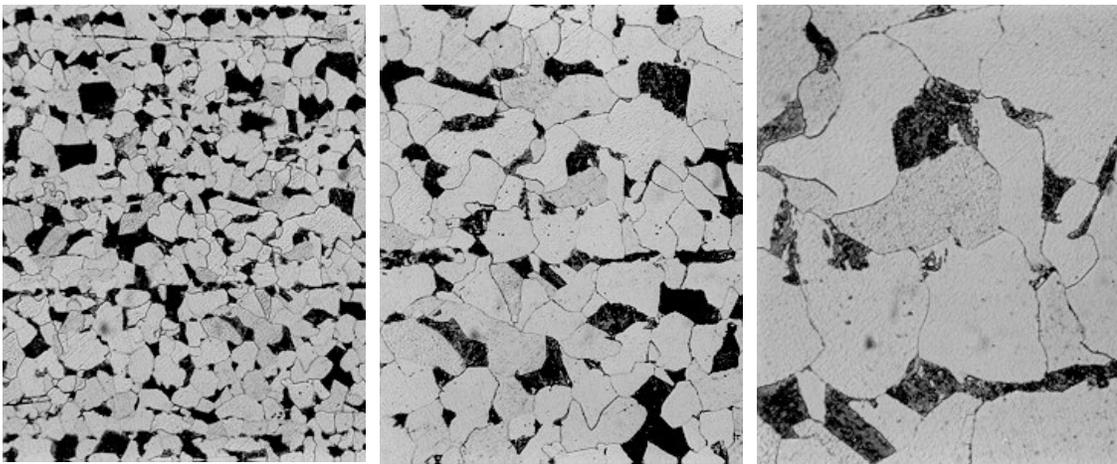


Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 46 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo N – ataque de nital a 2%

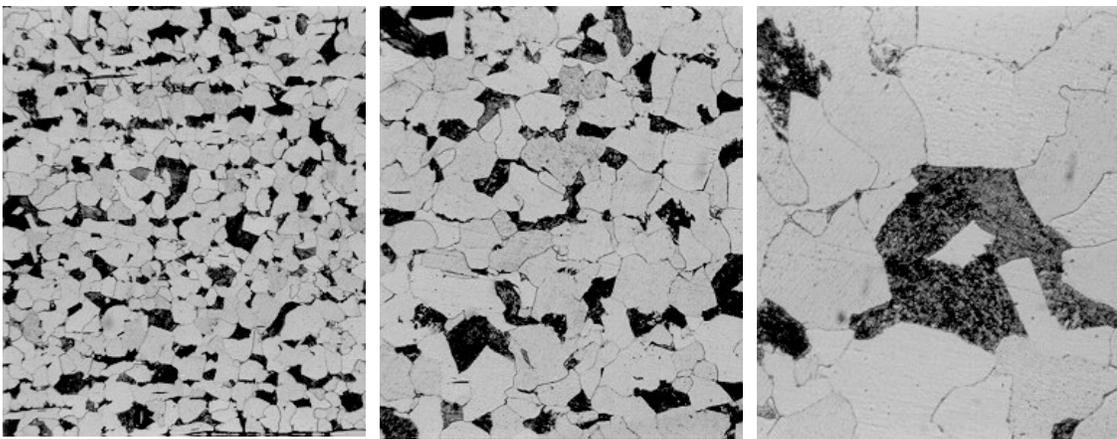


Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 47 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo N 25 – ataque de nital a 2%



Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 48 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo N 75 – ataque de nital a 2%

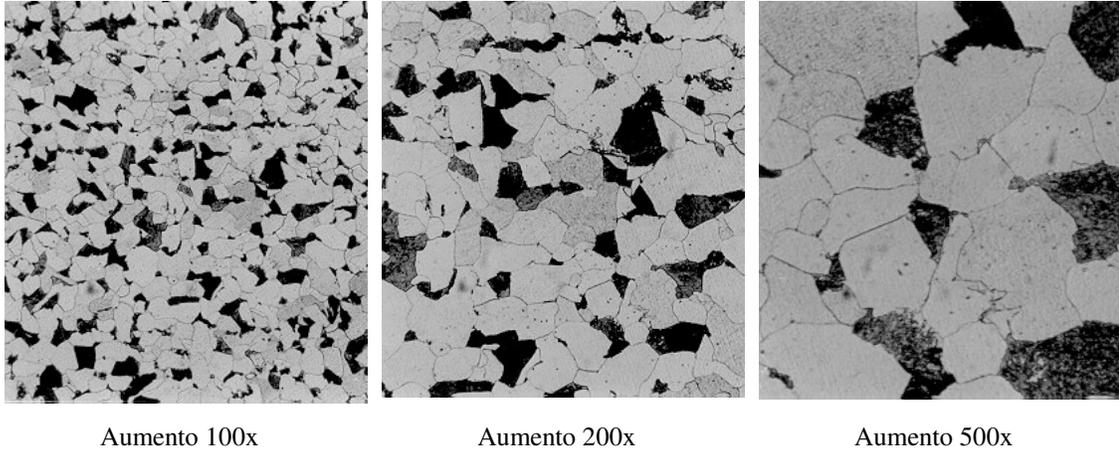


Figura 49 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo N100 – ataque de nital a 2%

As fotos mostram uma estrutura de perlita e ferrita^[41], com pouca variação no tamanho dos grãos ao longo do envelhecimento térmico, e inclusões alongadas (Figuras 47 e 48).

As Figuras 50, 51, 52 e 53 mostram as fotografias das microestruturas das amostras temperadas após cada tempo de envelhecimento, com aumentos de 100x, 200x e 500x, ataque com nital a 2%.

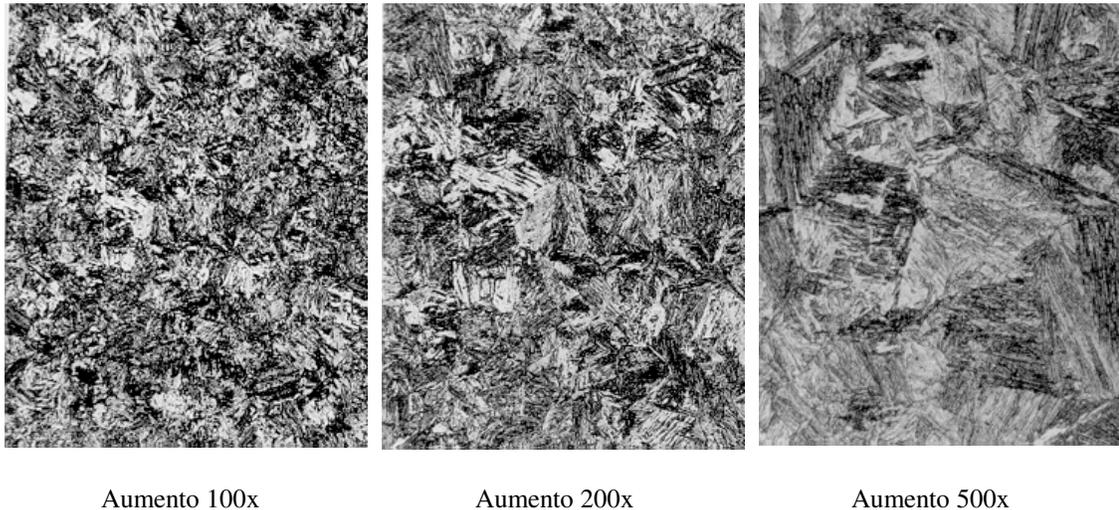
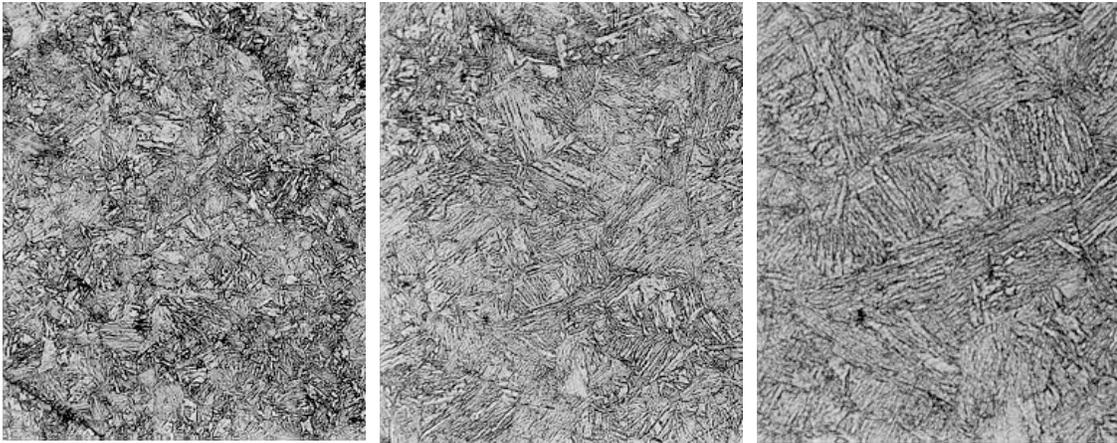


Figura 50 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo T – ataque de nital a 2%

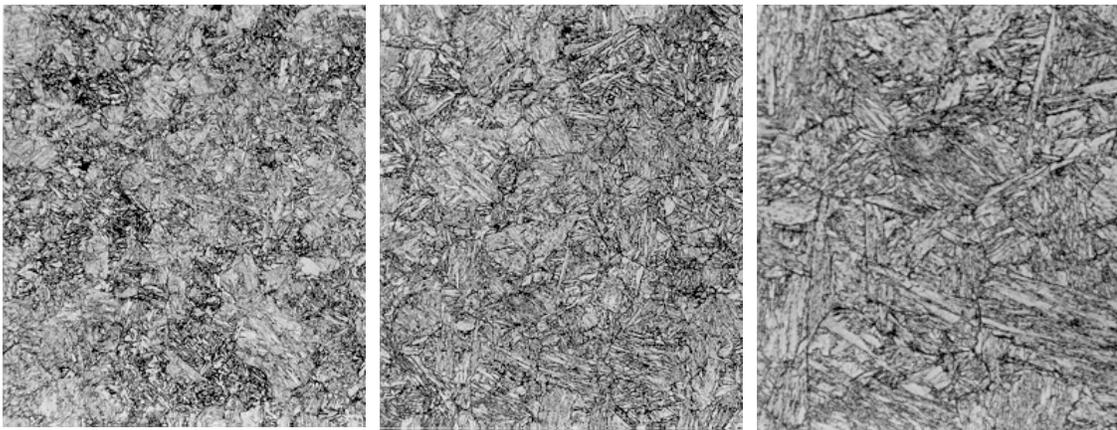


Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 51 – Microestruturas do aço 15Mo3 – Subgrupo T 25 – ataque de nital a 2%

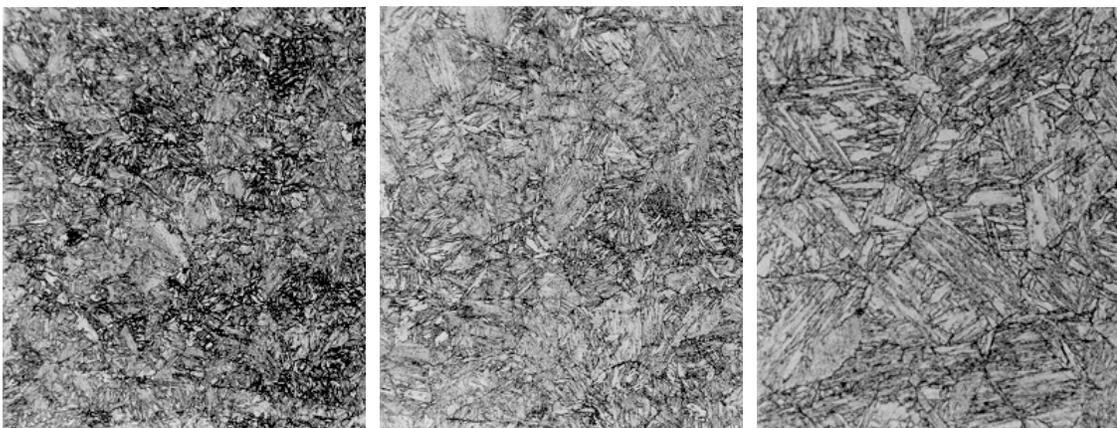


Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 52 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo T 75 – ataque de nital a 2%



Aumento 100x

Aumento 200x

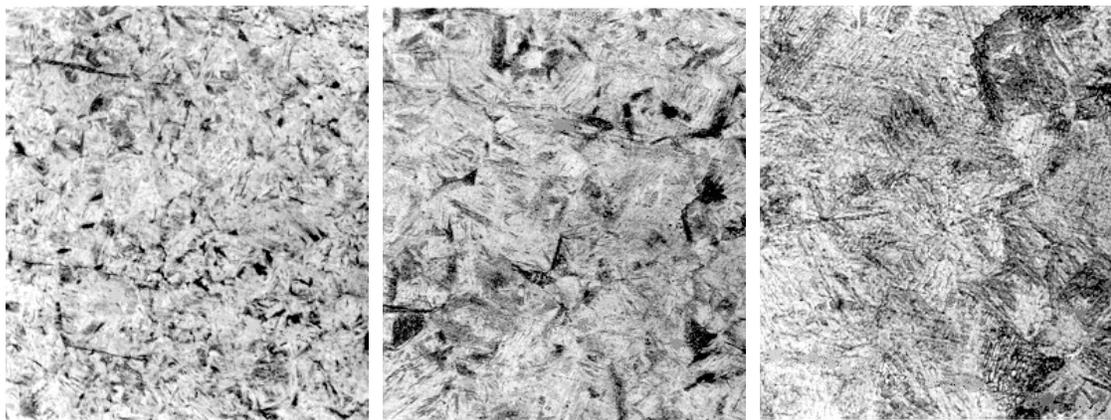
Aumento 500x

Figura 53 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo T100 – ataque de nital a 2%

As fotos mostram uma estrutura de martensita de baixo carbono^[41] com grande variação de forma entre a estrutura não envelhecida e as envelhecidas (transformação de martensita em martensita revenida e início de globulização de cementita), o que está de acordo com a variação das durezas medidas. Podem coexistir outras estruturas além da martensítica, tais como bainita superior e inferior, as quais são favorecidas por elementos de adição tal como o Molibdênio^[26], o que pode dificultar a interpretação da microestrutura como um todo, quando atacada com nital a 2 %. Um ataque com ácido sulfuroso realça a estrutura martensítica e os contornos dos grãos de austenita, sem atacar a ferrita^[42], sendo portanto mais indicado para a distinção da estrutura martensita.

As Figuras 54, 55, 56 e 57 mostram as fotografias das microestruturas das amostras temperadas após cada tempo de envelhecimento, com aumentos de 100x, 200x e 500x, atacadas com ácido sulfuroso durante 8 minutos.

Estas fotos mostram uma estrutura martensítica bem delineada na amostra temperada sem envelhecimento. As amostras envelhecidas mostram uma estrutura mais homogênea e refinada. As fotos indicam provavelmente uma transformação da martensita.

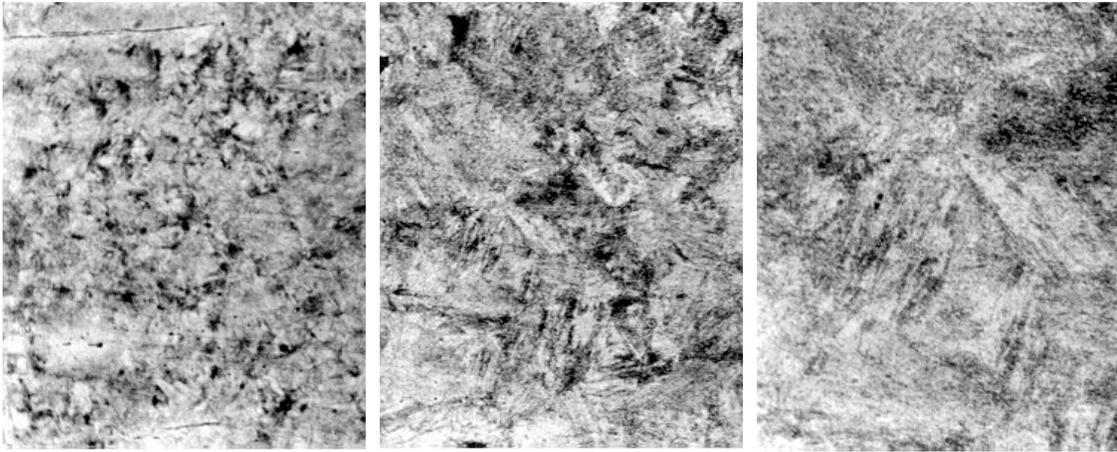


Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 54 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo T – ataque com ácido sulfuroso

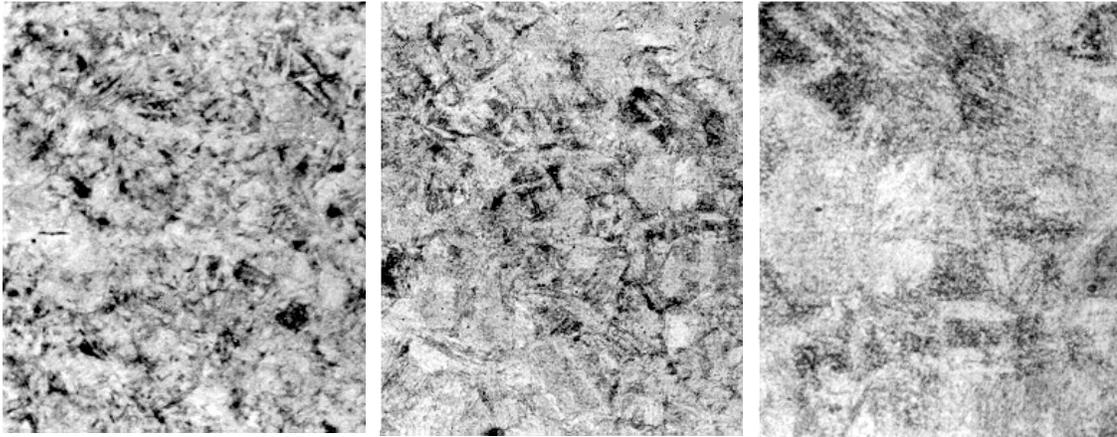


Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 55 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo T 25 – ataque com ácido sulfuroso

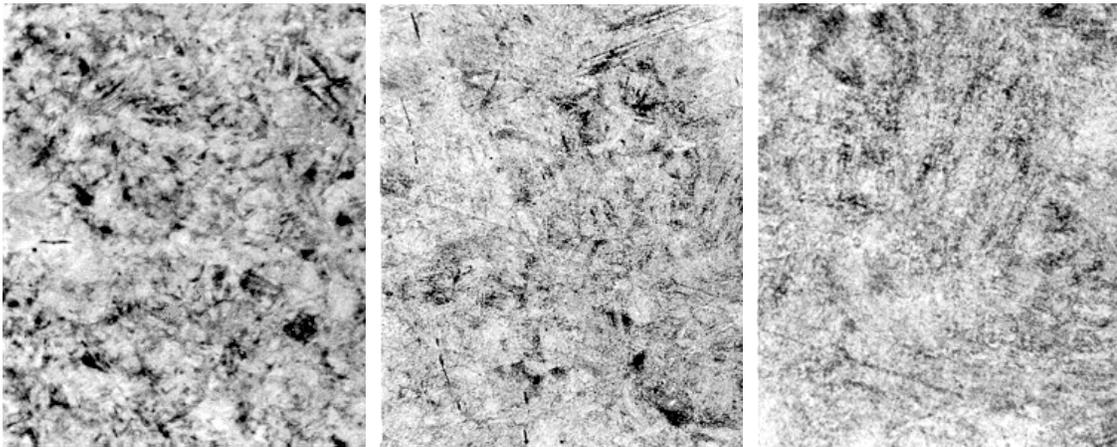


Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 56 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo T 75 – ataque com ácido sulfuroso



Aumento 100x

Aumento 200x

Aumento 500x

Figura 57 – Microestrutura do aço 15Mo3 – Subgrupo T100 – ataque com ácido sulfuroso

9.4.2 Parâmetros Microestruturais

A Tabela 9, do anexo, mostra as porcentagens de cada fase nas amostras normalizadas, e os diâmetros médios dos grãos de ferrita e de perlita.

A Tabela 10, do anexo, mostra os valores de microdureza Vickers de cada fase obtidas ao término de cada tempo de envelhecimento.

A Figura 58 mostra a evolução do diâmetro médio de colônia perlita e ferrita com o tempo de envelhecimento nos corpos-de-prova normalizados.

A Figura 59 mostra o gráfico dos valores de microdureza de cada fase em função dos tempos de envelhecimento.

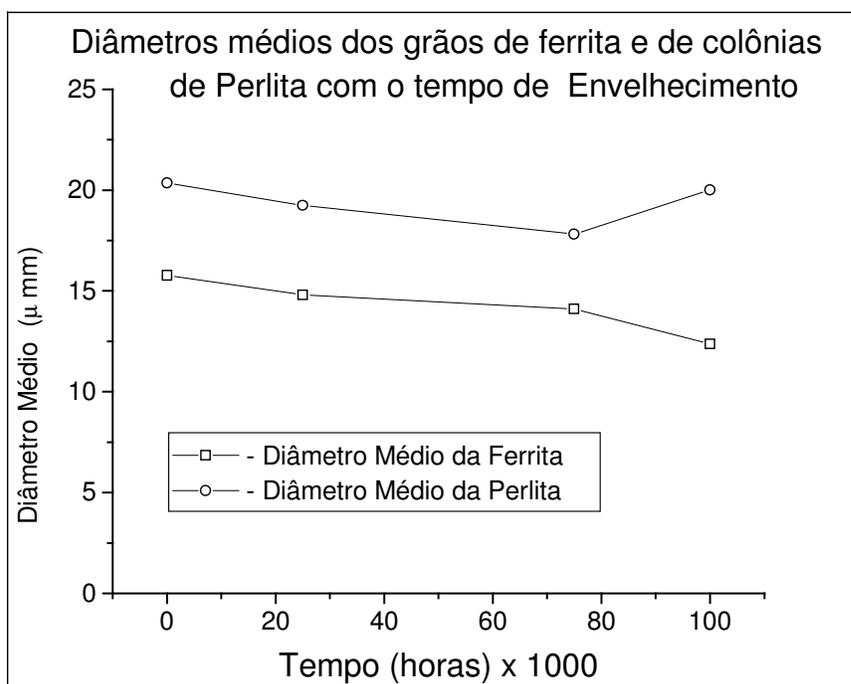


Figura 58 – Diâmetro médio dos grãos de ferrita e de colônias de perlita em função do tempo de envelhecimento em cp's normalizados

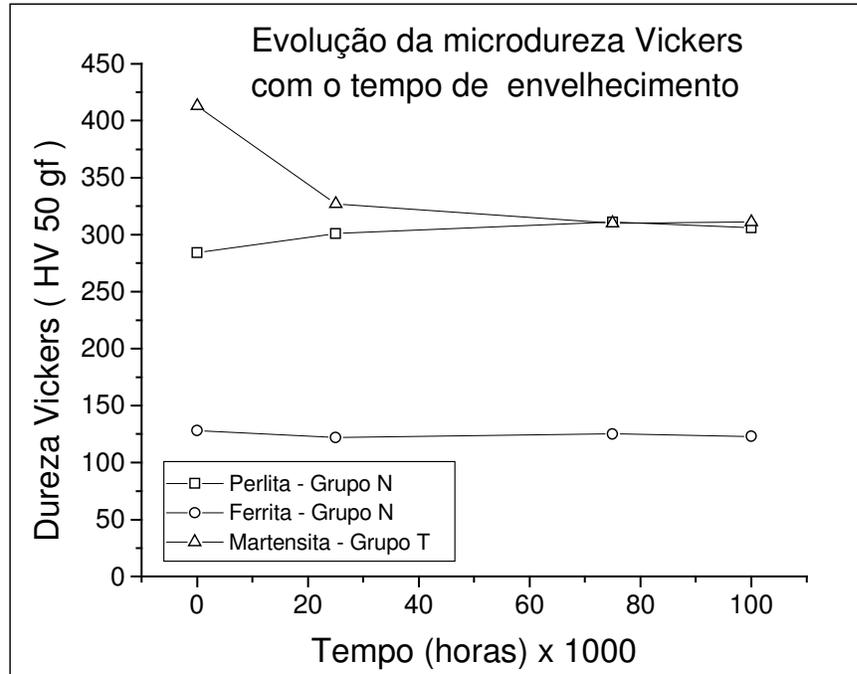


Figura 59 – Microdureza da perlita, ferrita e martensita em função do tempo de envelhecimento

Pode-se observar que o tamanho de grão não foi afetado pelo tratamento térmico, indicando que qualquer alteração de propriedades não é devido a este parâmetro.

Os valores de microdureza da perlita e da ferrita não sofreram grandes variações, e evoluíram de maneira semelhante à dureza do material normalizado e envelhecido, ao longo do envelhecimento.

A microdureza da martensita se comporta do mesmo modo que a dureza, isto é, depois de uma queda brusca nas primeiras 25000 horas, torna-se praticamente constante durante o envelhecimento térmico restante.

9.5 Tração

As Tabelas 11 e 12, do anexo, mostram, respectivamente, os valores obtidos nos ensaios de tração realizados à temperatura ambiente, em corpos-de-prova normalizados e em corpos-de-prova temperados.

As Figuras 60 a 65 mostram a evolução dos valores obtidos nos ensaios de tração com o tempo de envelhecimento para os cp's normalizados e cp's normalizados e temperados.

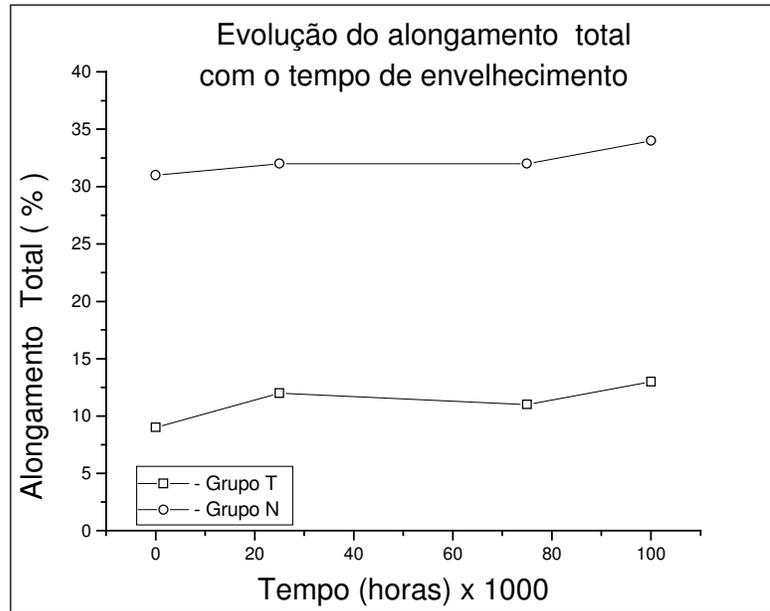


Figura 60 – Evolução do alongamento total com o tempo de envelhecimento dos cp's temperados e cp's normalizados

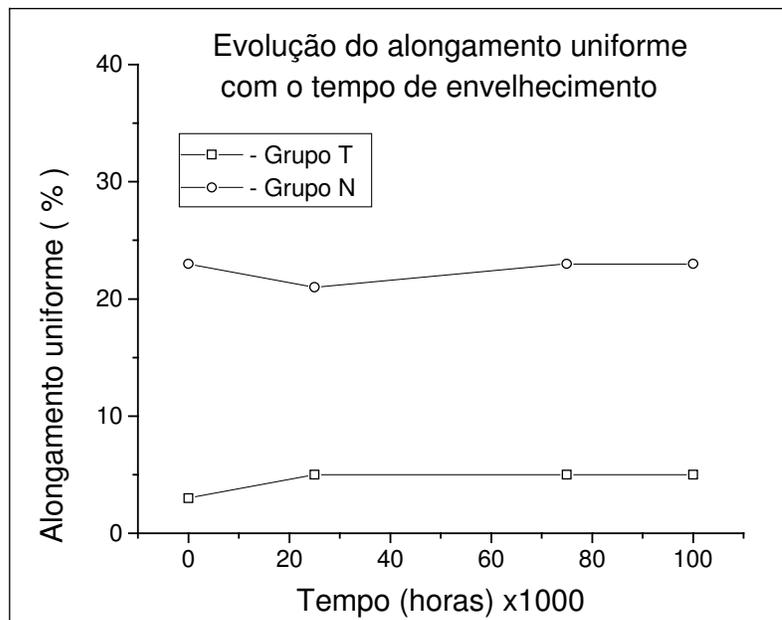


Figura 61 – Evolução do alongamento uniforme com o tempo de envelhecimento dos cp's temperados e cp's normalizados

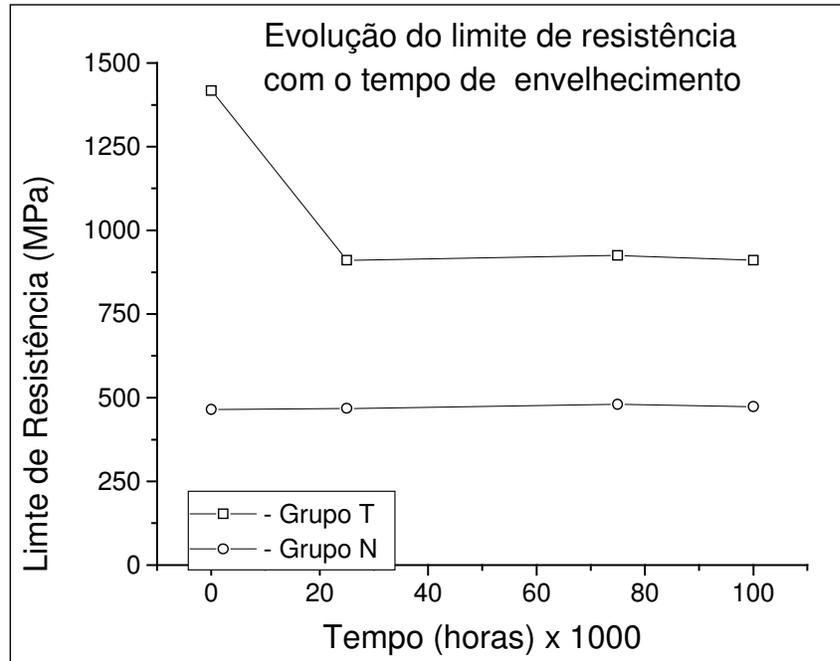


Figura 62 – Evolução do limite de resistência com o tempo de envelhecimento dos cp's temperados e cp's normalizados

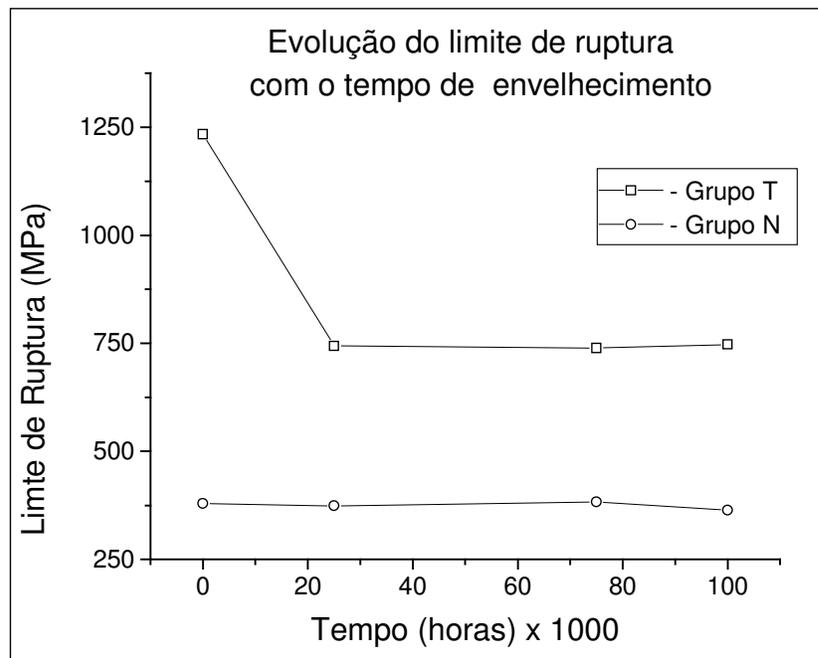


Figura 63 – Evolução do limite de ruptura com o tempo de envelhecimento dos cp's temperados e cp's normalizados

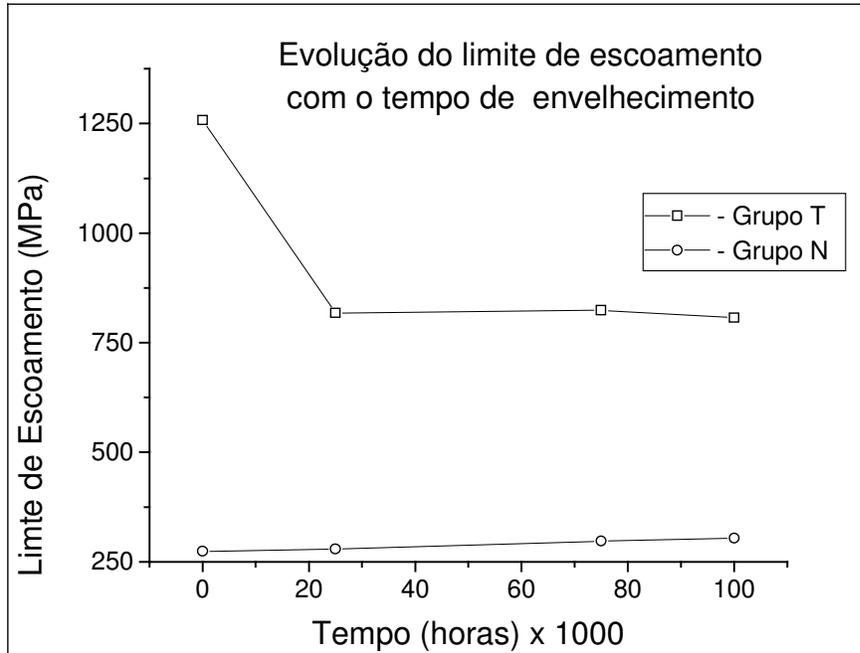


Figura 64 – Evolução do limite de escoamento com o tempo de envelhecimento dos cp's temperados e cp's normalizados

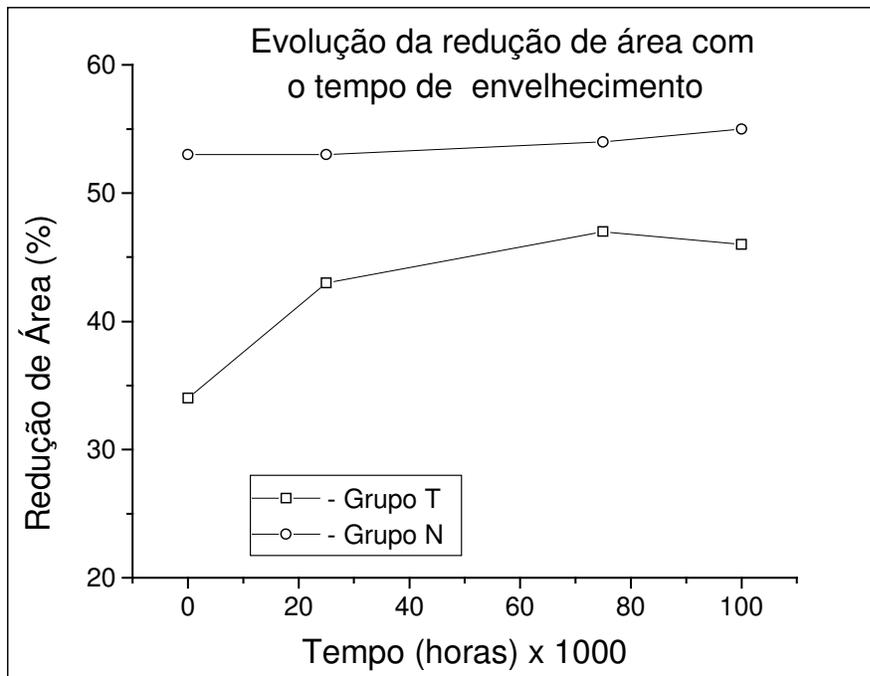


Figura 65 – Evolução da redução de área com o tempo de envelhecimento dos cp's temperados e cp's normalizados

O material temperado apresentou variações significativas nas propriedades de limite de escoamento, limite de resistência, limite de ruptura e redução de área nas primeiras 25000 horas de envelhecimento. No tempo restante, estes valores permaneceram inalterados. O alongamento apresentou variações pouco significativas.

O material do grupo N apresentou pouca variação nas propriedades mecânicas medidas durante todo o envelhecimento térmico.

9.6 Ensaios de Impacto

As Tabelas 13 e 14, em anexo, mostram as temperaturas e os respectivos valores de energia absorvida obtidos nos ensaios Charpy.

As Figuras 66, 67, 68 e 69 mostram as curvas de transição dúctil-frágil para cada subgrupo de corpos-de-prova.

As curvas de transição dúctil-frágil foram construídas pelo ajuste da equação $y = p1 + p2 * \tanh((x - p4) / p3)$, onde $p1$, $p2$, $p3$ e $p4$ são parâmetros de ajuste, y é a energia de impacto em Joule e x é a temperatura de teste^[29].

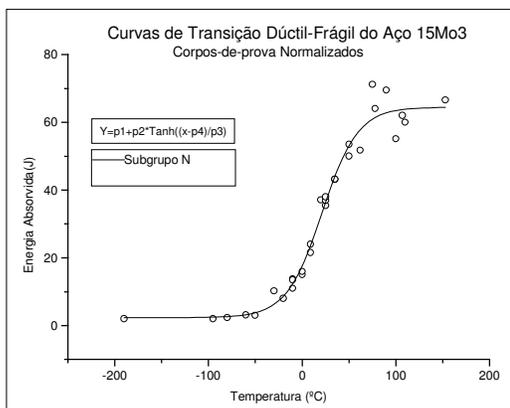


Figura 66 – Curva de transição dúctil-frágil para o subgrupo N

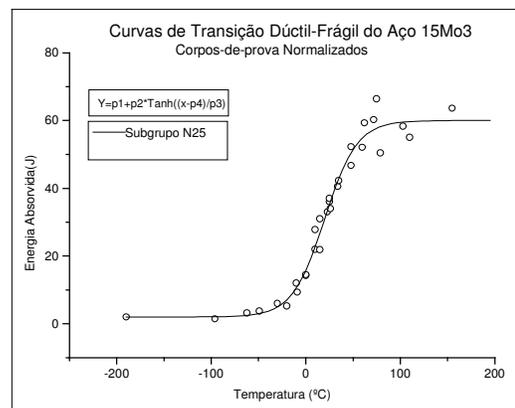


Figura 67 – Curva de transição dúctil-frágil para o subgrupo N25

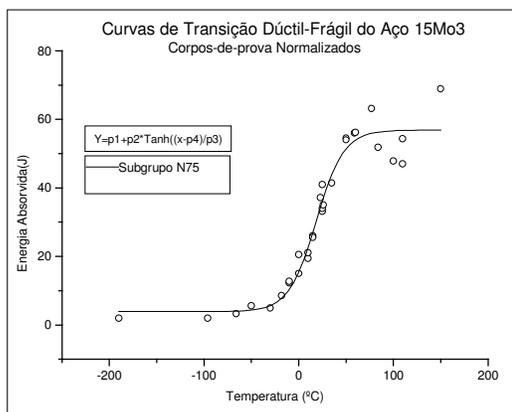


Figura 68 – Curva de transição dúctil-frágil para o subgrupo N75

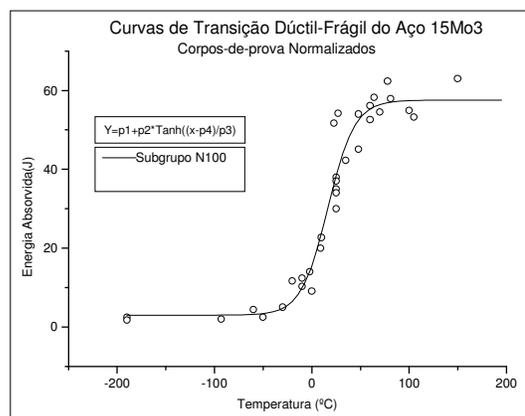


Figura 69 – Curva de transição dúctil-frágil para o subgrupo N100

Os pontos obtidos nos testes de impacto dos cp's do grupo N foram pouco dispersos, principalmente na região de transição.

A Figura 70 mostra a comparação entre as curvas de transição dúctil-frágil para os corpos-de-prova normalizados, obtidas nos ensaios Charpy.

Os resultados dos testes de impacto Charpy V dos cp's do grupo N mostram pouca variação na faixa de transição e no patamar inferior. Entretanto pode-se observar uma pequena variação na energia do patamar superior, a qual diminui com o aumento do tempo de envelhecimento.

Nota-se também, no patamar superior, que a diferença de energia entre cada subgrupo reduz com o aumento do tempo de envelhecimento, indicando uma redução na taxa de envelhecimento, já que os intervalos de tempo são iguais.

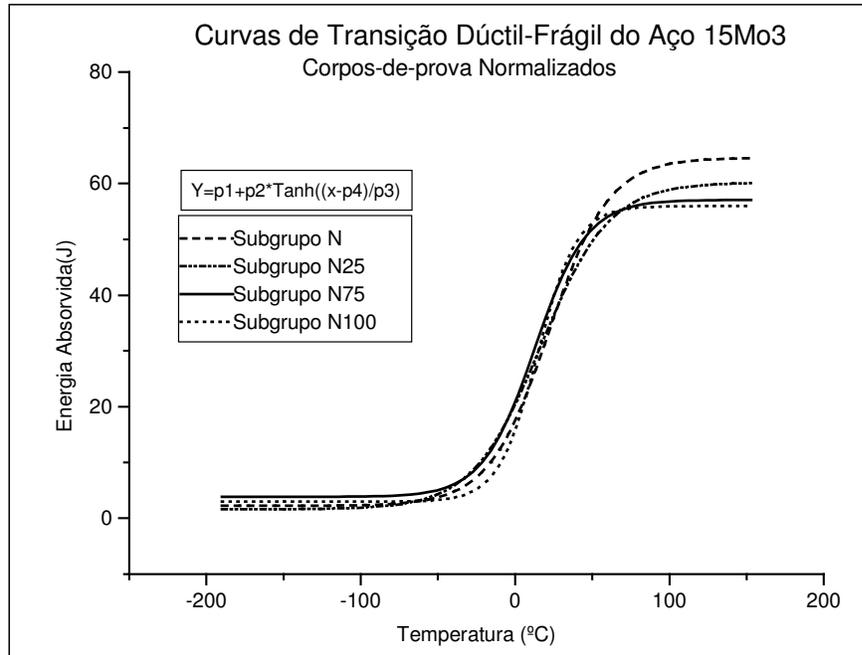


Figura 70 – Comparação das curvas de transição dúctil-frágil para os cp's normalizados

As Figuras 71, 72, 73 e 74 mostram as curvas de transição dúctil-frágil para os corpos-de-prova temperados, obtidas nos ensaios Charpy.

As curvas de transição dúctil-frágil foram construídas pelo ajuste da equação $y = p1+p2*\text{tanh}((x-p4)/p3)$ onde $p1$, $p2$, $p3$ e $p4$ são parâmetros de ajuste, y é a energia de impacto em Joule e x é a temperatura de teste^[29]. Embora os dados apresentem alguma dispersão, o ajuste das curvas foi feito com coeficiente de determinação próximo de 1.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

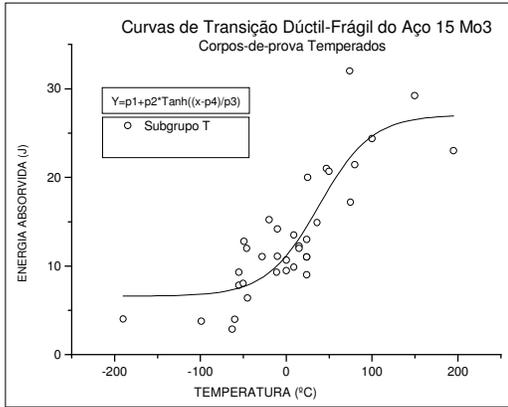


Figura 71 – Curva de transição dúctil-frágil para o subgrupo T

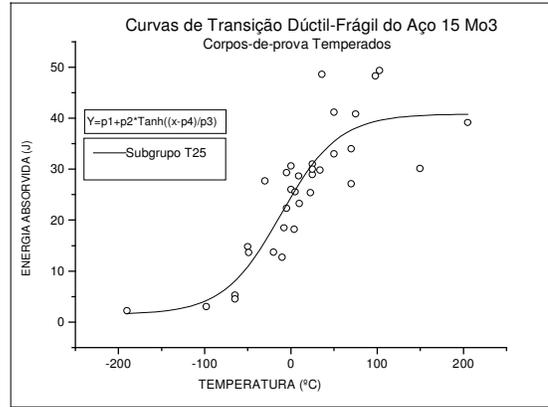


Figura 72 – Curva de transição dúctil-frágil para o subgrupo T25

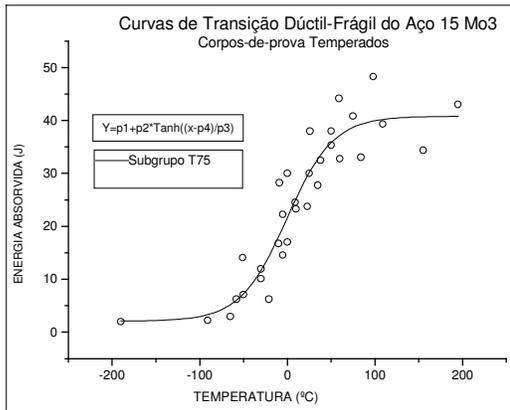


Figura 73 – Curva de transição dúctil-frágil para o subgrupo T75

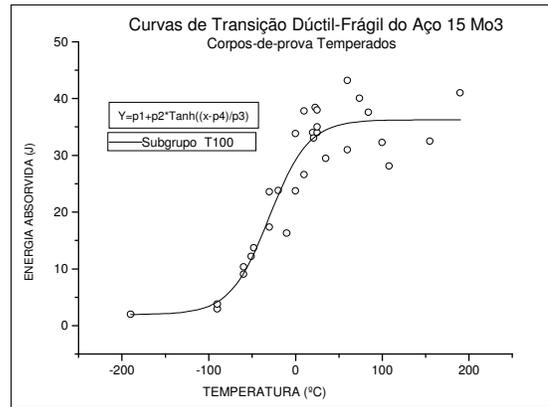


Figura 74 – Curva de transição dúctil-frágil para o subgrupo T100

Os pontos obtidos nos testes de impacto dos cp's do grupo T foram bastante dispersos, possivelmente devido à transição no regime de fratura.

A Figura 75 mostra a comparação entre as curvas de transição dúctil-frágil para os corpos-de-prova temperados, obtidas nos ensaios Charpy.

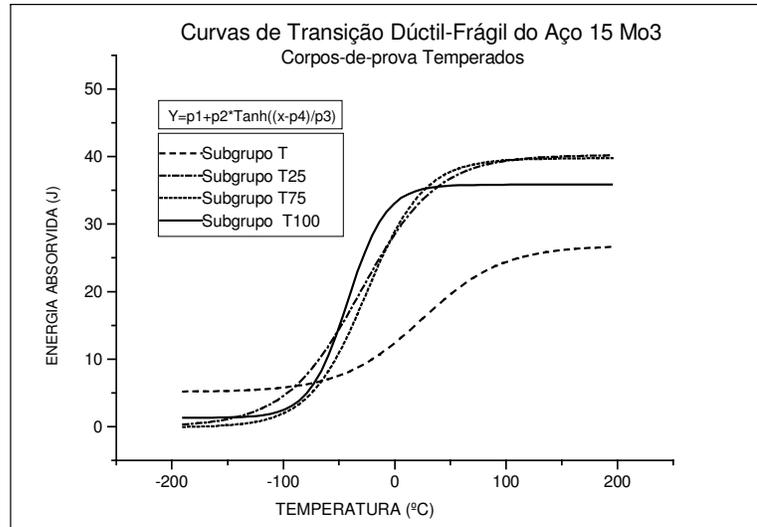


Figura 75 – Comparação das curvas de transição dúctil-frágil para os cp’s temperados

Os resultados de impacto do grupo T mostram um comportamento característico de revenido, isto é, o subgrupo T, mais frágil, apresenta a faixa de transição em temperaturas mais altas e menor energia no patamar superior. Com relação à faixa de transição, os subgrupos T25, T75 e T100 não mostram grande diferença. No patamar superior, o subgrupo T25, apesar de estar bem próximo do subgrupo T75, está em um nível de energia um pouco mais elevado.

9.7 Ensaios COD e Integral J

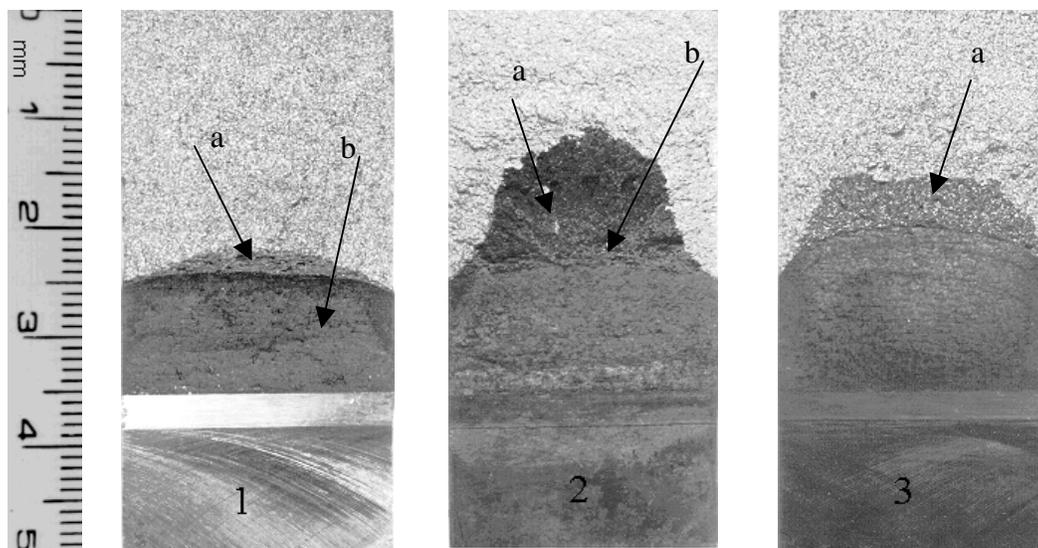
9.7.1 Tipos de Fraturas

Todos os corpos-de-prova normalizados apresentaram crescimento estável de trincas. Quanto ao tipo de fratura dos corpos-de-prova temperados, observou-se o comportamento mostrado na Tabela 15 abaixo.

Tabela 15 – Comportamento dos corpos-de-prova temperados

Subgrupo	Tipo de Fratura
T	Fratura instável
T25	Crescimento estável de trinca
T75	Crescimento estável de trinca antes da fratura instável
T100	Crescimento estável de trinca antes da fratura instável

A Figura 76 mostra os tipos de fratura ocorridos nos corpos-de-prova do grupo N e no subgrupo T25 (Figura 76-1); nos corpos-de-prova dos subgrupos T75 e T100 (Figura 76-2) e no subgrupo T (Figura 76-3).



1a) crescimento estável de trinca; 1b) pré-trinca de fadiga; 2a) crescimento instável de trinca; 2b) crescimento estável de trinca; 3a) crescimento instável de trinca

Figura 76 – Tipos de fraturas dos corpos-de-prova temperados e normalizados

9.7.2 Resultados dos Testes

A Tabela 16, do anexo, mostra os resultados obtidos nos testes de COD e Integral J dos corpos-de-prova normalizados.

As Tabelas 17, 18 e 19 do anexo, mostram os resultados obtidos nos testes de COD e Integral J dos corpos-de-prova temperados.

As Figuras 77 e 78 mostram a variação dos valores de J_Q , δ_Q e Δa_Q com o tempo de envelhecimento para o grupo N.

Nota-se uma tendência à redução da tenacidade dos corpos-de-prova do grupo N ao longo do tratamento, tanto no que diz respeito aos valores de J_Q quanto aos de δ_Q . As curvas ajustadas (os parâmetros de ajuste são apresentados no anexo) mostram que os valores obtidos nos

testes de integral J variam exponencialmente com o tempo de envelhecimento, enquanto os valores dos testes de COD variam linearmente com o tempo.

O material do subgrupo T, por ser somente temperado, apresenta menor ductilidade e chega a valores de $J = 61,85 \text{ kJ/m}^2$ sem crescimento estável de trinca. Com um envelhecimento de 25000 horas, o material torna-se mais dúctil, de modo que sofre somente fratura estável com valores de J chegando a $71,55 \text{ kJ/m}^2$. Com maior tempo de envelhecimento, subgrupo T75 e T100, o material novamente torna-se mais frágil, apresentando crescimento estável de trinca antes da fratura instável. Eles não se tornam tão frágeis quanto o material do subgrupo T e o subgrupo T100 parece ser mais frágil que o T75.

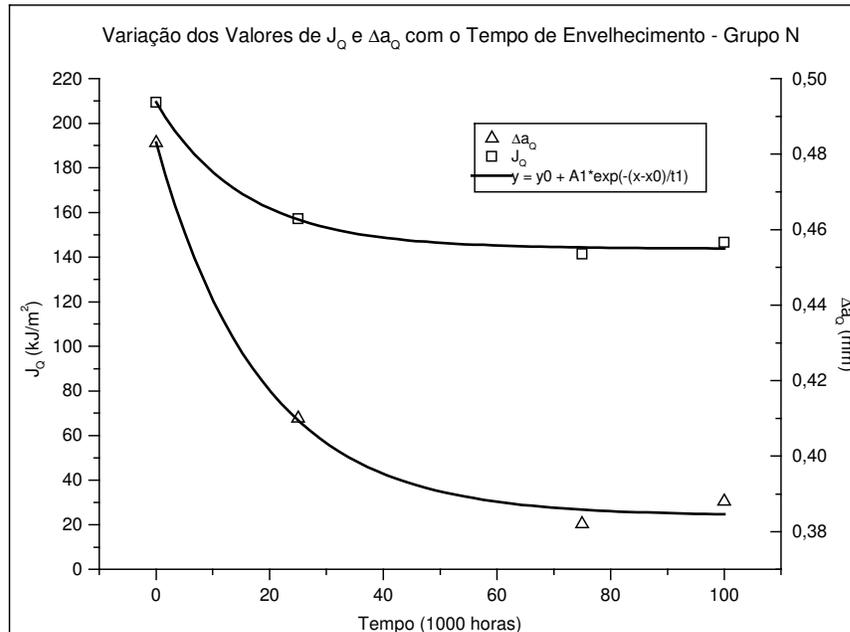


Figura 77 – Variação dos valores de J_Q e Δa_Q com o tempo de envelhecimento – Grupo N

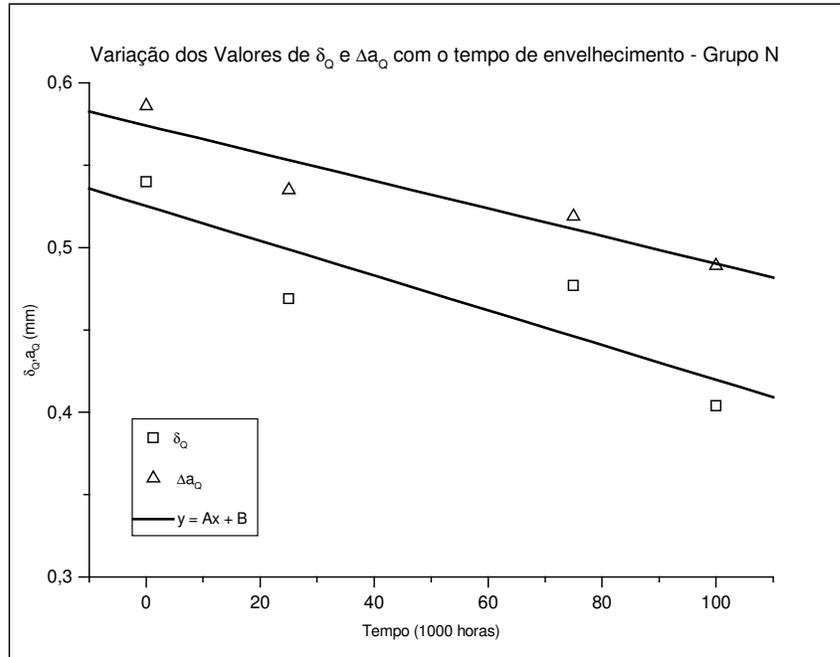


Figura 78 – Variação dos valores de δ_Q e Δa_Q com o tempo de envelhecimento – Grupo N

A Figura 79 mostra a distribuição de Weibull para os cp's dos subgrupos T, T75 e T100.

Devido a uma dispersão dos valores de J, Landes^[40] aconselha a construir um gráfico de Weibull^[39,43]. Quanto mais à direita o material se situar no gráfico de Weibull, maior será a sua tenacidade.

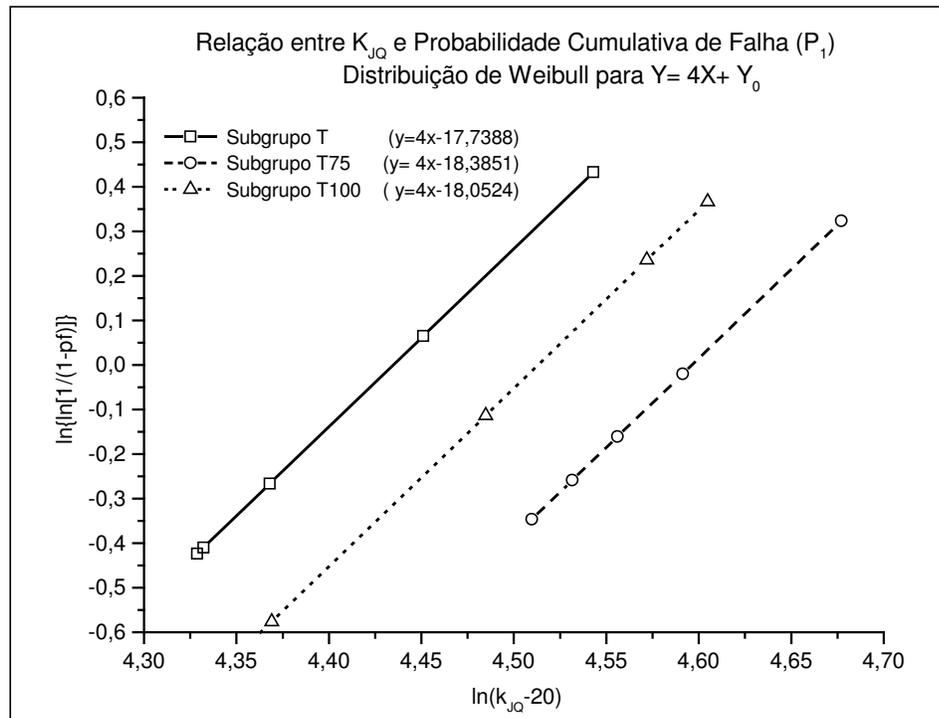


Figura 79 – Distribuição de Weibull para os cp's T, T75 e T100

Neste gráfico pode-se observar a mesma tendência observada anteriormente. O subgrupo T tem menor ductilidade. O subgrupo T75 tem maior ductilidade e o subgrupo T100 está entre os dois, isto é, tende a perder ductilidade.

Os valores de J_{IC} e δ_{IC} devem ser calculados a partir dos valores de J_Q e δ_Q obtidos nas curvas de resistência. Entretanto, de acordo com a norma utilizada, algumas destas curvas não tiveram pontos suficientes para se obter valores válidos de J_{IC} e δ_{IC} . Como o objetivo deste trabalho é estudar o comportamento do material através da comparação da sua tenacidade ao longo do tratamento de envelhecimento, pode-se usar, para o grupo N, os valores de J_Q e δ_Q para se ter uma boa estimativa da tenacidade^[40].

A designação dos valores de J_Q e δ_Q para cp's com fratura instável antes e depois do crescimento estável de trinca é J_c , δ_c e J_u , δ_u , respectivamente.

Para o material do grupo T, devido à grande variação do seu comportamento nos diferentes tempos de envelhecimento, não é possível fazer a comparação através de gráficos de tempo versus J_c e δ_c e J_u e δ_u , e nem pelas curvas de resistência. Entretanto, pode-se compará-los

através dos tipos de fraturas e da distribuição de Weibull (relações entre K_{JQ} e a probabilidade cumulativa para falha (P_f))^[39,43].

9.7.3 Curvas de Resistência ao Crescimento de Trincas (Curvas J-R)

As curvas de resistência ao crescimento de trinca, além de serem úteis na determinação de J_Q , δ_Q , J_{IC} e δ_{IC} , podem ser usadas para dar informações adicionais sobre o comportamento do material ao longo do envelhecimento. Para tanto, torna-se necessário traçá-las em um só gráfico, o que pode ser visto na Figura 80 que mostra a comparação das curvas de resistência J-R para o grupo N.

A Figura 81 mostra as curvas de resistência J-R para o grupo T, onde se nota a impossibilidade de comparação devido ao comportamento do material durante o envelhecimento. O subgrupo T não apresentou um comportamento frágil e os subgrupos T75 e T100 não são completamente dúcteis, podendo manter apenas uma limitada curva de resistência ao crescimento de trinca.

Os corpos-de-prova do grupo N mostram curvas de resistência que denotam um comportamento compatível com os resultados observados pelos valores de J_Q versus tempo de envelhecimento (Figura 77). Neste gráfico pode-se ver que a inclinação de cada curva diminui suavemente com o aumento do tempo de envelhecimento.

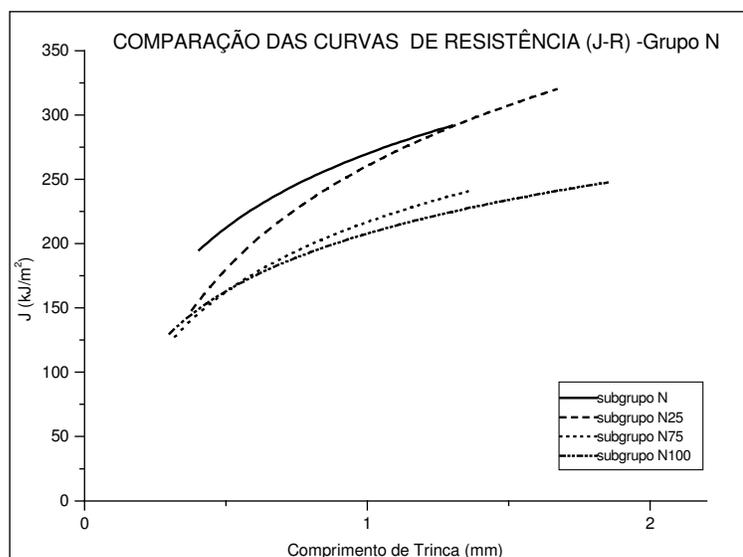


Figura 80 – Comparação das curvas de resistência J-R – Grupo N

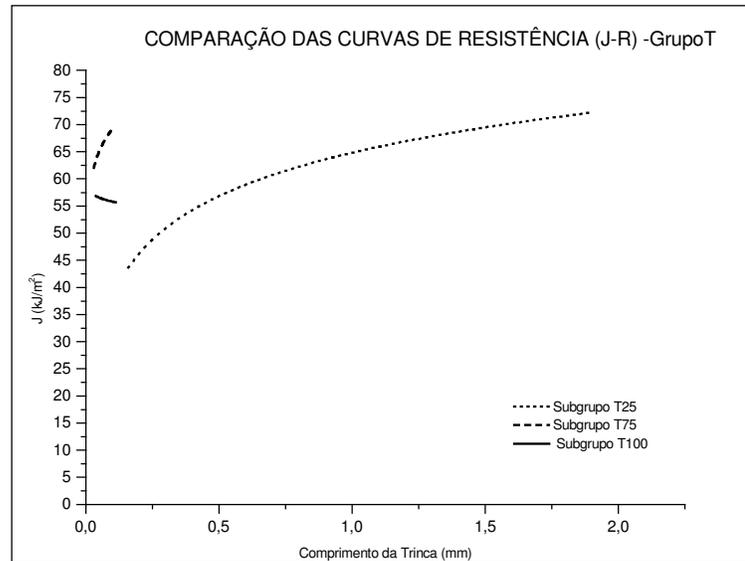


Figura 81 – Comparação das curvas de resistência J-R – Grupo T

9.8 Análise de Fraturas dos Corpos-de-prova de Integral J e COD

9.8.1 Microscopia Eletrônica de Varredura

As Figuras 82, 83, 84, 85 e 86 mostram as fotografias das superfícies de fratura dos corpos-de-prova dos grupos N e T, com aumento de 750 vezes e energia de 15 kV.

Os corpos-de-prova do grupo N observados no microscópio eletrônico de varredura mostraram fraturas dúcteis, provavelmente por coalescência de microvazios (*dimples*), embora se possa notar uma tendência à clivagem com o aumento do tempo de envelhecimento, o que pode ser visto pelas regiões com aparência mais plana nos cp's dos subgrupos N25, N75 e N100.

O corpo-de-prova do subgrupo T mostra uma superfície de clivagem em todo o comprimento do grão, denotando uma fratura completamente frágil.

O corpo-de-prova do subgrupo T25 mostra uma fratura dúctil e, se comparada com os cp's do grupo N, pode-se notar uma alteração nos *dimples*, os quais são mais densos e menores, denotando menor ductilidade^[29].

Os corpos-de-prova dos subgrupos T75 e T100 apresentam dois tipos de fraturas:

- na região de fratura estável nota-se uma aparência similar à do subgrupo T25. Entretanto pode-se notar que esta região é bastante estreita, pois vê-se à esquerda uma região de pré-trinca de fadiga e à direita uma região de início de clivagem (Figura 84);
- na região de fratura instável tem-se as mesmas características dos cp's do subgrupo T, isto é, fratura por clivagem, embora caracterizada por facetas de menor comprimento.

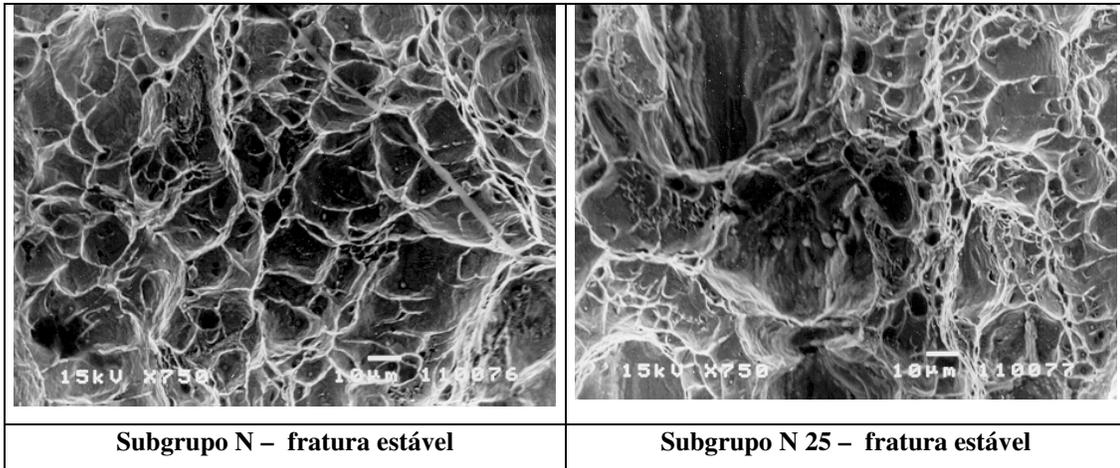


Figura 82 – Superfícies de fratura das amostras dos subgrupos N e N 25

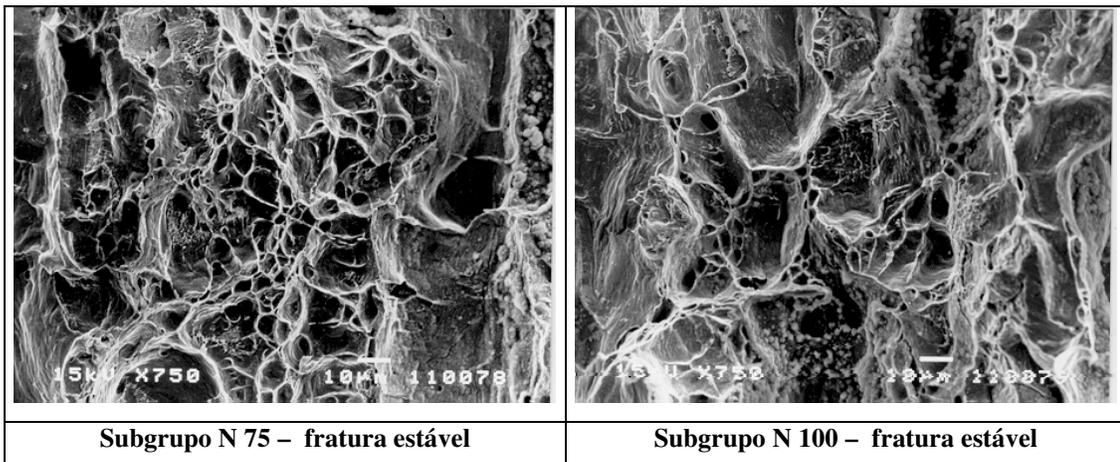


Figura 83 – Superfícies de fratura das amostras dos subgrupos N e N25

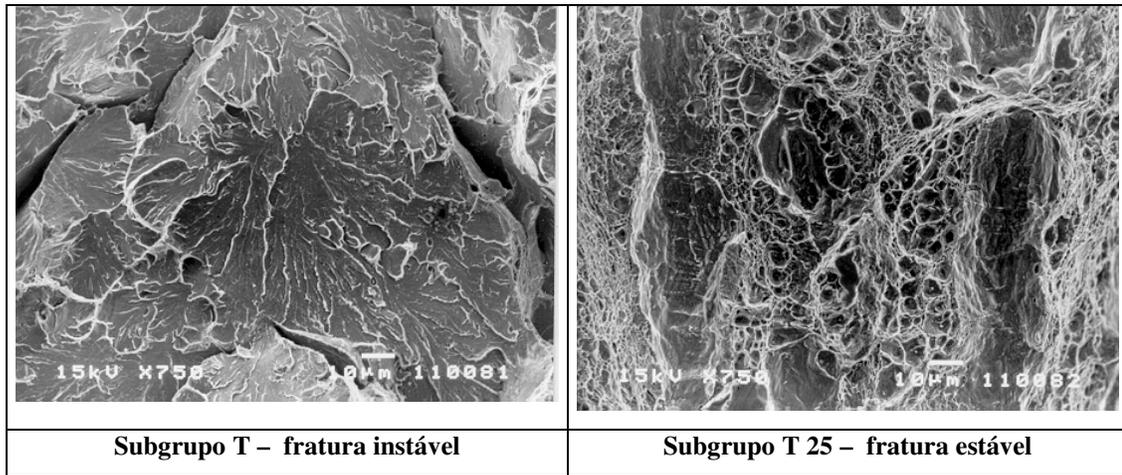


Figura 84 – Superfícies de fratura das amostras dos subgrupos T e T 25

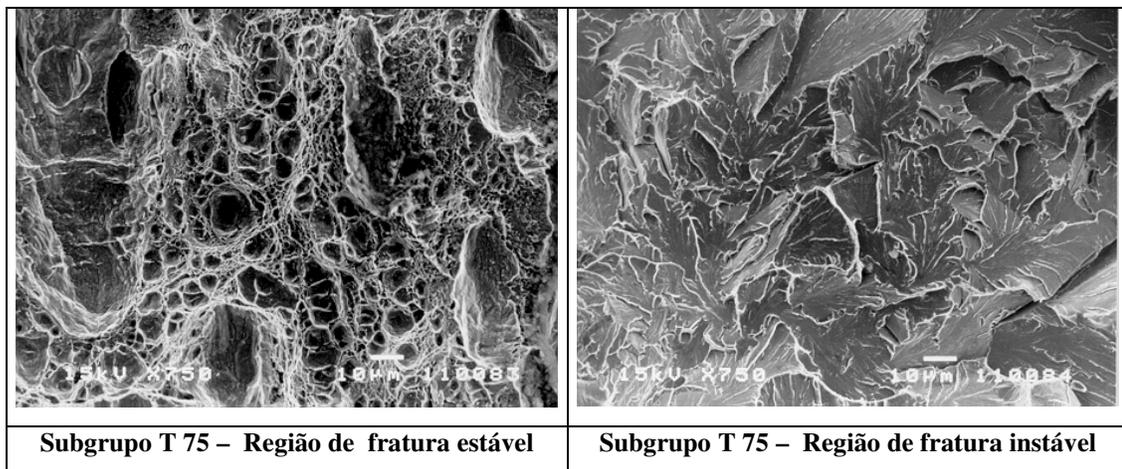


Figura 85 – Superfícies de fratura das amostras do subgrupo T 75

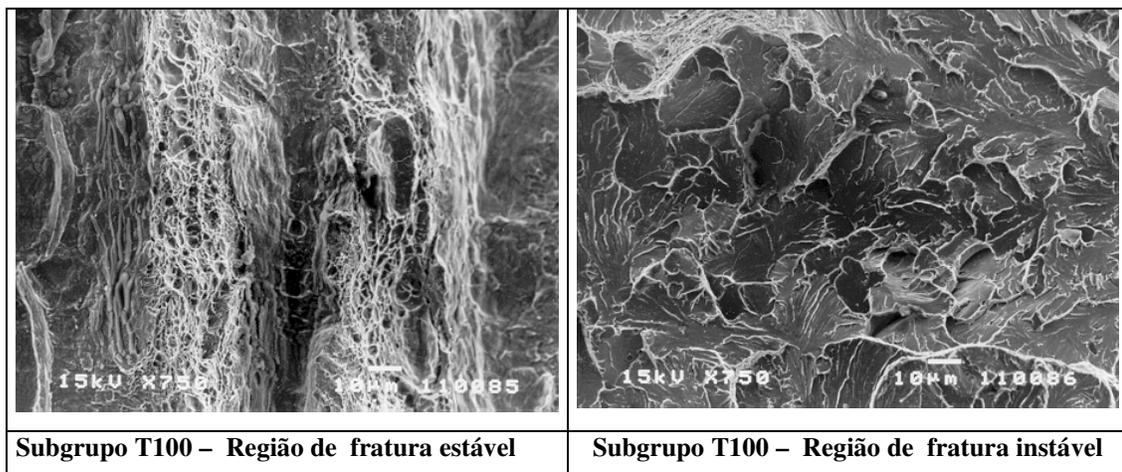


Figura 86 – Superfícies de fratura das amostras do subgrupo T 100

10 CONCLUSÕES

Após o estudo da influência do envelhecimento térmico na tenacidade à fratura do aço DIN 15Mo3 pode-se afirmar que:

1. material normalizado e envelhecido durante 100000 horas de simulação a 350°C não sofreu grande variação nas propriedades mecânicas estudadas, embora tenha mostrado uma tendência à queda de sua tenacidade com o tempo de envelhecimento;
2. material temperado e envelhecido sofreu grandes variações nas propriedades mecânicas medidas em teste de tração e na tenacidade à fratura nas primeiras 25000 horas de envelhecimento. O limite de escoamento, limite de ruptura e o limite de resistência, tiveram uma queda em torno de 35%. O alongamento total e a redução de área tiveram um aumento em torno de 30%. Nas 75000 horas, as suas propriedades mecânicas medidas mantiveram-se praticamente constantes, apresentado uma tendência à redução da tenacidade com o tempo.
3. Embora os valores de J e CTOD do material normalizado e envelhecido tenham apresentado ajustes de curvas diferentes ao longo do envelhecimento, ambos mostraram a mesma tendência. Desta maneira, o comportamento do material pode ser estudado por apenas um destes parâmetros.
4. Embora não se tenha determinado uma correlação entre parâmetros da mecânica de fratura, integral J e CTOD e os resultados de impacto Charpy, aqueles se mostraram melhores no estudo comparativo da tenacidade do aço DIN 15Mo3, na temperatura ambiente, na qual os testes de mecânica de fratura foram realizados. Pode-se notar uma maior facilidade de visualização do comportamento do material através dos resultados de CTOD e integral J.

Sugere-se, para continuação deste trabalho, o estudo da influência do envelhecimento térmico na tenacidade à fratura do aço DIN 15 Mo 3 usando corpos-de-prova soldados.

11 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Burdekin, F. M.. *Crack Opening Displacement - A Review of Principles and Methods*. Proc. Symp. Fract. Toughness Concepts for Weldable Structural Steel. Chapman and Hall. 1969.
- [2] Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Kluwer, Academic Publishers; Dordrecht, Netherlands, 1986.
- [3] Anderson, T. L. *Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications*, 2ª ed., CRC Press, USA, 1995.
- [4] Martins, G. de P. *Fundamentos de Mecânica de Fratura*, CDTN, 1996, Não Publicado.
- [5] Dieter, G. E.. *Metalurgia Mecânica*, Cap. 14, 2ª ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981.
- [6] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Philadelphia ASTM E 23, *Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. Philadelphia, 1996. 17p.
- [11] Rolfe, S. T., & Barson, J. M. *Fracture and Fatigue Control in Structures. Applications of Fracture Mechanics*. Prentice Hall, Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, 1977.
- [8] Godefroid, L. B. *Fundamentos de Mecânica de Fratura*. UFOP, Ouro Preto, MG, Segunda edição, 1995.
- [9] Fernandino, R., Martins, G. de P. *Descrição de Aspectos Teóricos e Práticos da Mecânica de Fratura*. Nota Técnica, DETS.PD-003/83, BH, CDTN, 1983.
- [10] Martins, G. de P. *Determinação dos Parâmetros de Iniciação J_i e δ_i em Junta de Aço ASTM A 516 grau N, Soldada a Arco Submerso*. Dissertação de mestrado, UFMG, 1985.
- [11] *Notch Toughness of Steels*, Metals Handbook, Vol.10, 8ªed., ASM, 1985, pp. 689-709.
- [12] Cetlin, P. R. & Silva, P. S. P. da. *Análise de Fraturas*. Associação Brasileira de Metais. São Paulo, S.P.

- [13] Hertzberg, R. W. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 3^a.ed., John Wiley & Sons, New York, 1989.
- [14] Burdekin, F. M., Stone, D. E. W. *The Crack Opening Displacement Approach to Frature Mechanics in Yielding Materials*. Journal of Strain Analysis, vol.1, 1966.
- [15] Ewalds, H. L. & Wanhill, R. J. H. *Fracture Mechanics*. Edward Arnold Edition, USA, 1993.
- [16] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Philadelphia ASTM E 1820, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. Philadelphia, 1996. 64p.
- [17] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Philadelphia ASTM E 1820, *Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*. Philadelphia, 1993. 20p.
- [18] Druce, S. G.; GAGE, G. & Jordan, G. *Effect of Ageing on Properties of Pressure Vessels Steels*. Acta Metal, vol.34, pp.641-652, 1986.
- [19] Corwin, W. R.; Nanstad, R. K.; Alexander, D. J.; Odett, G. R.; Stoller, R. E.; Wang, J. A. *Thermal Embrittlement of Reactor Vessel Steels*. Transactions of 13^o SMiRT, UFRGS, Porto Alegre, 1995.
- [20] Godefroid, L. B. *Ensaio Mecânicos de Fratura de Materiais*. Associação Brasileira de Metalurgia, Ipatinga, 1995.
- [21] American Society for Metals, *Precipitation from Solid Solution*, Cleveland, Ohio, 1959.
- [22] Bain, E. C.; Paxton, H. W. *Alloying Elements Steel*, American Society for Metals. 2^a.ed Metal Park, Ohio, 1966.
- [23] Cahn, W. R. *Physical Metallurgy*, Northland Publishing Company, Amsterdam, 1965.
- [24] D.A Poryer, K. E. Easterling, *Phase Transformations In Metals and Alloys*. 2^a.ed., Chapman & Hall, London, 1993.

- [25] B. C. Edwards, B. L.; Eyre, G. Gage, *Temper Embrittlement of Low Alloy Ni-Cr Steels - The Susceptibility To Temper Embrittlement and The Influence of Intermediate Tempering Treatments*, Acta Mett., vol. 28, pp. 335-386, 1979.
- [26] R. W. K. Honeycombe, *Aços-Microestruturas e Propriedades*, Fundação Calouste/Gulbenkian Lisboa, 1985.
- [27] Briggs, D.; Seah, M. P. *Practical Surface Analysis*. 2^a ed., Vol. 1, Auger and X-ray Photoelectron Spectroscopy. Editora John Wiley & Sons, Inglaterra, 1990.
- [28] *Embrittlement of Steel*, Metals Handbook, vol 10, 8^a edição, ASM, 1985, pp. 683-688.
- [29] Gage, G. & Belcher, W. *The Influence of Ageing on the Impact Properties and Fracture Toughness of a Simulated PWR Pump Bowl Repair Weldment*. Fracture and Materials Evaluation Dept. Reactor Services, Harwel Laboratories, England PPG, Nuclear Electric, Boots Haal, England, 1991.
- [30] Moura Branco, C; Fernandes, A.A.; Tavares de Castro, P. M. S. *Fadiga de estruturas soldadas*. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, Portugal, 1986.
- [31] Kohaski, K., *Recent Progress in Nuclear Power Plant Life Extension Technology Development*. IAEA Specialist's Meeting on The Integrity of Pressure Components of Reactor Systems, Paks, Hungary, 1992.
- [32] Gillemot, F., Lee, H.M. Final Report on Collaborative research development of semi-nondestructive techniques for evaluation of material degradation. Budapest, 1995. Não Publicado.
- [33] Gonzales, B.M, Carneiro, J. R. G., Paula e Silva, E.M., Linhares, A L. F., Andrade, M.S., *Envelhecimento por Deformação em Aços Ultra Baixo Carbono para Fio Máquina*, 51^o Congresso Anual da ABM, Porto Alegre, RS, 1996.
- [34] R. Pelli, J. Forstén, *Effect of Thermal Ageing on Impact Ductility of the Nuclear pressure Vessel Steel SA533B and its Weld Metal*, Proceedings of the IAEA Specialist's meeting on Load and Time Dependent Material Performance other than irradiation, Budapest, 1986.

- [35] Pigrova, G. D., Carbide Diagrams and Precipitation of Alloying Elements during Aging of Low-Alloy Steels, *Metallurgical and Materials Trans. A*, vol. 27^A, 1996.
- [36] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Philadelphia ASTM E 813, *Standard Test Method for J_{IC} a Measure of Fracture Toughness*. Philadelphia, 1989. 14p.
- [37] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Philadelphia ASTM E 8, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Philadelphia, 1996. 20p.
- [38] Pinto, L. C .M. *QUANTIKOV - Um Analisador Microestrutural para Ambiente Windows*, Tese de doutorado, USP, São Paulo, 1996.
- [39] *Test method for the Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range*, Draft 15, ASTM, 1997.
- [40] John D. Landes, PHD, P. E. The University of Tennessee, Department of Mechanical and Aerospace Engineering and Engineering Science, USA, *Comunicação Pessoal*.
- [41] *Metals Handbook, Atlas of Microstructures of Industrial Alloy*, AMS, Ohio, USA, Vol. 7, 1972.
- [42] Colin, J Smithells, *Metals Reference Book*, vol.1, 4^a edição, Plumpress, New York, 1967.
- [43] McCabe, D. E., Zorbst U., Heuers J. *Development of Test Practice Requirements for Standard Method on Fracture Toughness Testing in the Transition Range*, GKSS 93/E/81.

11.1 Outras Bibliografias Consultadas

- Godefroid, L. B. *Aplicação da Mecânica de Fratura no Projeto Estrutural*, Ouro Preto, MG 1995.
- Mine, I. *Failure Analysis in the Presence of Ductile Crack Growth*, *Mat. Sc. & Eng.*, 39, pp.66-79.

- Dugdale, D. S. *Yelding of Steel Sheets Containing Slits*, J. Mech. Solids, vol.8, pp.100-104, 1960.
- Banerjee, B.R. *Annealing Heat Treatments*. Metal Progress, pp. 59-64, nov.1980.
- Edwards, B. C.; Eyre, B. L. & Gage, G. *Temper Embrittlement of Low Alloy Ni-Cr Steels - I. The Susceptibility to Temper Embrittlement And Influence of Intermediate Tempering Treatments*. Acta Mett., vol. 28, pp.338-356, 1980.
- Wray, P. J. *Tensile Failure Behavior of Plain Carbon Steels at Elevated Temperatures*. Mett. Trans., vol. 15A, pp.2059-2073, 1984.
- Wittig, J. E. & Joshi, A. *High Resolution Auger Electron Spectroscopy of Grain Boundary Phosphorus Segregation in NiCrMoV and NiCr Steels*. Mett. Trans., vol. 21A, pp.2817-2821, 1988.
- Honeycombe, R. W. K. & Pickering, F. B. *Ferrite and Bainite in Alloy Steels*, Mett. Trans., vol. 3, pp.1099-1112, 1972.
- Lukman G.; Didio, R. A.; Graham, W. R. *Phosphorus Interdiffusivity in α -Fe Binary and Alloy Systems*, Mett. Trans., vol. 12A, pp.253-259, 1989.
- Yen, A. C.; Graham W. R.; Belton, G. R. *The Segregation of Phosphorus to the FreeSurface of a Ferritic Iron Alloy at 723 to 823°K*, Mett. Trans., vol.9A, pp.31-33, 1978.
- Mulford, R. A.; McMahon, C. J. Jr.; Pope, D. P.; Feng, H. C. *Temper Embrittlement of Ni-Cr Steels by Phosphorus*, Mett. Trans., vol. 7A, pp. 1183-1195, 1976.
- Ph. Dumoulin; Guttman, M.; Foucault M.; Palmier, M.; Wayman, M.; Biscondi M. *Role of molybdenum in phosphorus-induced temper embrittlement*, Metal Sc., Jan. 1980.
- Guttman, M.; Ph. Dumoulin; Wayman, M. *The Thermodynamics of Interactive Co-segregation of Phosphorus and Alloying Elements in Iron Temper-Brittle Steels*, Mett. Trans., vol. 13A, pp. 1693-1710, 1982.

- Chen, J. H.; Ma, H.; Wang, G. Z. *Fracture Behavior of C-Mn Steel and Weld Metal in Notched and Precracked Specimens: Part I. Frature Behavior*. Mett. Trans., vol. 21A, pp.313-320, 1990.
- Chen, J.H.; Ma, H.; Wang, G.Z. *Fracture Behavior of C-Mn Steel and Weld Metal in Notched and Precracked Specimens: Part II. Micromechanism of Fracture*, Mett. Trans., vol.21A, pp.321-330, 1990.
- Clayton, J. Q.; Knott, J. F. *Observations of Fibrous Fracture modes in a prestrained low-alloy steel*. Metal Sc., pp.63-71, feb.1976.
- Nam-Hoe Heo; Hu-Chul Lee, *The Embrittlement and De-Embrittlement of Grain Boundaries in na Fe-Mn-Ni Alloy Due to Grain Boundary Segregation of Mn*. Mett. and Materials Trans., vol.27A, pp.1015-1020, 1996.
- Pigrova, G. D. *Carbide Diagrams and Precipitation of Alloying Elements During Aging of Low-Alloy Steels*. Mett. and Materials Trans., vol.27A, pp. 498-502, 1996.
- Tani, T.; Naguno, M. *Fracture Process of a Low Carbon Low Alloy Steel Relevant to Charpy Toughness at Ductile-Brittle Fracture Transition Region*. Mett. and Materials Trans., vol.26A, pp. 391-398, 1995.
- Ghoneim, M. M., Nasreldin, A. M., Elsayed, A. A.; Pachur, D.; Hammad, F. H. *Instrumented Impact of Some Advanced Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels*, Journal of Mat. Eng. and Peformance, vol. 5, 1996.
- Terry, P. *The Concept of COD in the Fracture Mechanics of Yelding Materials*. British Steel Corp., Scottish Lab.,1976.
- Terry, P., *The Measurement of COD and its Application to Defect Significance*. British Steel Corp., Scottish Lab.,1976.
- Irwin, G. R.; Roland de Wit. *A Summary of Fracture Mechanics Concepts*, ASTM, 1983.
- Morrison, J.; Karisallen, K. J. *An Experimental Comparision of J and COD Estimation Formulas*, Eng. Fracture Mech., vol.51, pp.145-149, 1995.

- Geoge Krauss. *Principles of Heat Treatment of Steel*. Colorado School of Mines. ASME, Metals Park, Ohio, 1980.
- Hubertus Colpaert, *Metalografia de Produtos Siderúrgicos Comuns*. 3º ed., Editora Edgar Blucher, SP, 1974.
- Vicent Chiaverini, *Tratamento Térmico dos Aços*. ABM, SP, 1985.
- Souza, S. A., *Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos*. 4ª ed., Editora Edgard Blücher, SP, 1974.
- Bastin, F. L. ; Junior, H. M. C.; Moraes, M. M. *Curso de Mecânica de Fratura*, ABM/IBQN-1987.
- Meyers, M. A.; Chawla, K. K. *Princípios de Metalurgia Mecânica*, Editora Edgard Blücher, 1982.
- Ghoneim, M. M.; Nasreldin, A. M.; Pachur, D.; Hammad, F. H. *Instrumented Impact Properties of Some Advanced Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels*, Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 5, 1996.

12 ANEXOS

12.1 Determinação da Energia de Ativação

Tabela 5 – Valores de tensão, temperaturas e taxas de deformação

Taxa: $3,7 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$		Taxa: $3,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$		Taxa: $3,7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	
Temperatura (°C)	Tensão Máxima (MPa)	Temperatura (°C)	Tensão Máxima (MPa)	Temperatura (°C)	Tensão Máxima (MPa)
118	347	97	323	100	328
200	341	150	329	201	429
298	390	199	359	260	475
340	417	242	371	300	394
401	351	271	394		
		300	408		
		320	386		
		321	388		
		346	398		
		346	396		
		390	378		

12.2 Dureza

Tabela 8 – Dureza Vickers média para cada subgrupo nos diversos tempos de envelhecimento

Tempo de envelhecimento (horas x 1000)	Cp. Normalizado	Desvio Padrão	Cp. Temperado	Desvio Padrão
0	154	8	403	33
25	148	6	277	16
75	146	6	279	12
100	154	9	278	13

12.3 Parâmetros Microestruturais

Tabela 9 – Parâmetros microestruturais do aço 15Mo3 – Grupo N

Amostra	%Perlita	%Ferrita	Diâmetro médio da Ferrita (µm)	Diâmetro médio da colônia de Perlita (µm)
N	37,2	62,80	15,77	20,35
N25	39,58	60,52	14,80	19,24
N75	46,51	53,59	14,00	17,82
N100	35,96	64,04	12,37	20,02

Tabela 10 – Microdureza Vickers média para cada subgrupo nos diversos tempos de envelhecimento

Tempo de envelhecimento (horas x 1000)	Perlita	Desvio Padrão	Ferrita	Desvio Padrão
0	284	12	128	10
25	301	7	122	2
75	311	13	125	4
100	306	14	123	4

12.4 Tração

Tabela 11 – Valores convencionais obtidos nos ensaios de tração, à temperatura ambiente, em corpos-de-prova normalizados

Corpos-de-prova Normalizados								
Discriminação	N	Desvio Padrão	N 25	Desvio Padrão	N 75	Desvio Padrão	N100	Desvio Padrão
Limite de Resistência (MPa)	465	5	468	2	480	4	473	5
Limite de Escoamento (MPa)	274	2	279	4	297	3	304	4
Alongamento Uniforme (%)	23	1	21	2	23	1	23	1
Alongamento Total (%)	31	1	32	3	32	2	34	2
Redução de Área (%)	53	2	53	3	54	1	55	1

Tabela 12 – Valores convencionais obtidos nos ensaios de tração, à temperatura ambiente, em corpos-de-prova temperados

Corpos-de-prova Temperados								
Discriminação	T	Desvio Padrão	T 25	Desvio Padrão	T 75	Desvio Padrão	T100	Desvio Padrão
Limite de Resistência (MPa)	1418	19	911	39	925	3	911	
Limite de Escoamento (MPa)	1258	13	818	34	824	7	807	30
Alongamento Uniforme (%)	3	1	5	1	5	1	5	1
Alongamento Total (%)	9	1	12	1	11	1	13	2
Redução de Área (%)	34	1	43	4	47	2	46	4

12.5 Ensaio de Impacto

As Tabelas 13 e 14 mostram as temperaturas e os respectivos valores de energia total de impacto obtidos nos ensaios Charpy.

Tabela 13 – Valores de energia de impacto Charpy para os cp's normalizados

Subgrupo N		Subgrupo N25		Subgrupo N75		Subgrupo N100	
Temperatura (°C)	Energia (Joule)						
-190	2,000	-190	2,000	-190	2,000	-190	2,446
-95	2,000	-96	1,433	-96	2,000	-190	1,697
-80	2,332	-62	3,152	-66	3,282	-93	2,000
-60	3,140	-49	3,698	-50	5,582	-60	4,402
-50	3,000	-30	5,987	-30	4,940	-50	2,418
-30	10,274	-20	5,237	-18	8,594	-30	5,000
-20	8,000	-10	12,000	-10	12,243	-20	11,646
-10	13,811	-9	9,340	-10	12,729	-10	11,000
-10	13,456	0	14,233	0	20,519	-10	12,367
-10	11,022	0	14,473	0	15,042	-10	10,306
0	15,040	10	22,000	10	19,410	-2	14,000
0	16,000	10	27,758	10	21,091	0	9,115
9	21,573	15	30,958	15	26,080	9	20,008
9	21,573	15	21,900	15	25,562	10	22,684
20	37,090	23	33,000	23	37,119	23	51,732
25	35,437	25	36,000	25	33,156	25	30,020
25	37,000	25	36,000	25	34,000	25	38,000
25	38,000	25	37,000	25	41,000	25	35,000
35	43,136	26	34,000	26	35,000	25	34,000
35	43,172	34	40,524	35	41,439	25	37,000
50	53,471	35	42,223	50	54,520	27	54,190
50	50,000	48	46,745	50	54,000	35	42,250
62	51,773	48	52,225	59	56,023	48	54,000
75	71,199	60	52,104	60	56,226	48	45,054
78	64,083	62	59,341	77	63,171	60	52,579
90	69,499	72	60,229	84	51,809	60	56,160
100	55,163	75	66,385	100	47,834	64	58,259
107	62,044	79	50,419	110	47,025	70	54,521
110	60,000	103	58,286	110	54,336	78	62,311
153	66,581	110	55,011	150	68,902	81	57,895
		155	63,591			100	54,955
						105	53,244
						150	63,016

Tabela 14 – Valores de energia de impacto Charpy para os cp's temperados

Subgrupo T		Subgrupo T25		Subgrupo T75		Subgrupo T100	
Temperatura (°C)	Energia (Joule)						
-190	4,000	-190	2,162	-190	2,000	-190	2,020
-99	3,766	-98	3,000	-91	2,200	-90	2,937
-63	2,855	-65	5,267	-65	2,942	-90	3,777
-60	3,979	-65	4,499	-58	6,227	-60	10,362
-55	7,805	50	14,802	-51	14,085	-60	9,057
-55	9,293	-49	13,641	-50	7,122	-51	12,151
-50	8,027	-30	27,687	-30	11,914	-48	13,686
-49	12,778	-20	13,678	-30	10,095	-30	23,569
-46	11,976	-10	12,678	-21	6,197	-30	17,314
-45	6,386	-8	18,450	-10	16,736	-20	23,817
-28	11,061	-5	22,329	-9	28,205	-10	16,290
-20	15,231	-5	29,325	-5	14,534	0	23,703
-11	9,282	0	30,621	-5	22,235	0	33,817
-10	11,073	0	26,000	0	30,000	10	37,729
-10	14,182	4	18,161	0	17,000	10	26,578
0	10,637	5	25,546	9	24,544	20	34,000
0	9,455	9	28,636	10	23,258	21	33,000
9	9,873	10	23,249	23	23,743	23	38,411
9	13,474	23	25,356	25	30,000	25	34,000
15	12,245	25	28,924	26	37,979	25	38,000
15	11,977	25	31,000	35	27,765	25	35,000
24	10,615	25	30,000	38	32,748	35	29,479
24	12,969	34	29,809	50	38,000	60	43,169
24	9,284	36	48,590	50	35,321	60	30,976
24	11,496	50	33,000	59	443160	74	40,000
25	20,000	50	41,190	60	32,754	84	37,601
36	14,889	70	27,113	75	40,824	100	32,220
47	21,000	70	34,000	84	33,023	108	28,102
50	20,691	75	40,824	98	48,279	155	32,443
74	32,000	98	48,279	109	39,317	190	41,000
75	17,189	103	49,369	155	34,358		
80	21,426	150	30,105	195	43,000		
100	24,383	205	30,128				
150	29,213						
195	23,000						

12.6 Cod e Integral J

Tabela 16 – Resultados dos testes de CTOD e integral J de corpos-de-prova normalizados

RESULTADOS DOS TESTES DE INTEGRAL J E CTOD										
CORPOS-DE-PROVA NORMALIZADOS										
Corpo-de-prova	Carga (kN)	Vp transdutor (mm)	Vp clippage (mm)	a (mm)	Δa (mm)	Ji (kJ/m ²)	δi (mm)	J _Q (kJ/m ²)	δ_Q (mm)	Observações
								Δa_Q (mm)	Δa_Q (mm)	
1N	29,344	2,49	2,10	26,192	0,872	236,2	0,580			
2N	30,336	2,62	2,27	26,192	0,863	257,61	0,627	209,54	0,540	
3N	31,149	2,70	2,34	26,023	0,965	265,61	0,652			
4N	31,152	2,65	2,31	26,122	0,664	261,9	0,641			
5N	31,348	1,82	1,52	26,023	0,405	187,96	0,434	0,483	0,586	
6N	32,296	2,90	2,53	25,455	1,299	296,26	0,724			
1N25	28,990	1,69	1,52	26,396	0,470	169,24	0,424			
2N25	29,370	1,67	1,51	26,173	0,390	168,42	0,426	157,1	0,469	
3N25	29,730	2,94	2,04	25,922	0,864	223,11	0,473			
4N25	30,005	2,27	1,97	26,295	0,735	223,45	0,544			
5N25	30,544	2,19	1,92	25,974	0,761	224,38	0,540	0,410	0,535	
6N25	30,700	3,37	2,87	25,823	1,790	336,34	0,797			
1N75	29,211	1,35	1,20	25,764	0,326	137,46	0,349			
2N75	29,390	1,99	1,74	26,383	0,789	200,62	0,479	141,4	0,477	
3N75	29,870	2,02	1,89	26,225	0,857	204,63	0,520			
4N75	30,730	2,56	2,12	25,535	1,363	253,98	0,606	0,382	0,519	
5N75	30,848	2,68	2,27	26,266	0,796	173,71	0,618			
1N100	28,520	1,26	1,13	26,467	0,300	129,85	0,317			
2N100	28,910	0,98	0,91	25,250	0,184	99,72	0,273	146,77	0,404	
3N100	30,080	1,69	1,58	26,092	0,558	172,82	0,443			
4N100	30,991	1,44	1,21	25,769	0,427	149,64	0,354	0,388	0,489	
5N100	31,064	2,44	2,17	25,812	1,834	246,56	0,611			

Tabela 17 – Resultados dos testes de COD e integral J de corpos-de-prova temperados - subgrupo T

RESULTADOS DOS TESTES DE INTEGRAL J E CTOD										
CORPOS-DE-PROVA TEMPERADOS - SUBGRUPO T										
Corpo -de- prova	Carga (kN)	Vp transdutor (mm)	Vp clipgagem (mm)	ao (mm)	Δa (mm)	J_Q (kJ/m ²)	δ_Q (mm)	J_C (kJ/m ²)	δ_C (mm)	Observações
1T	39,01	0,12	0,25	28,32	-	43,75	0,073	43,75	0,073	Não houve
3T	42,47	0,14	0,26	28,09	-	53,21	0,078	53,21	0,078	Crescimento estável de trinca
4T	42,98	0,00	0,30	28,20	-	43,99	0,088	43,99	0,088	
5T	43,28	0,00	0,29	28,50	-	46,57	0,085	46,57	0,085	$\Delta a_p < 0,2 + \delta_Q / 1,4$
6T	47,27	0,10	0,32	28,24	-	61,85	0,093	61,85	0,093	$\Delta a_p < 0,2 + J_Q / 2\sigma_y$

Tabela 18 – Resultados dos testes de COD e integral J de corpos-de-prova temperados - subgrupo T25

RESULTADOS DOS TESTES DE INTEGRAL J E CTOD										
CORPOS-DE-PROVA TEMPERADOS – SUBGRUPO T25										
Corpo- de- prova	Carga (kN)	Vp transdutor (mm)	Vp clipgagem (mm)	ao (mm)	Δa (mm)	J_i (kJ/m ²)	δ_i (mm)	J_Q (kJ/m ²)	δ_Q (mm)	Observações
								Δa_Q (mm)	Δa_Q (mm)	
1T25	50,65	0,00	0,09	25,22	1,62	42,57	0,041	47,79	0,046	Houve crescimento estável de trinca
2T25	54,12	0,00	0,08	25,74	0,30	52,06	0,052			
3T25	55,23	0,00	0,09	25,91	0,57	56,02	0,058			
4T25	55,43	0,16	0,17	25,88	1,07	71,55	0,078	0,228	0,233	
5T25	55,71	0,11	0,18	25,45	1,70	69,90	0,081			
6T25	56,25	0,08	0,18	25,71	1,90	69,55	0,081			

Tabela 19 – Resultados dos testes de COD e integral J de corpos-de-prova temperados – subgrupo T75 e T100

RESULTADOS DOS TESTES DE INTEGRAL J E CTOD										
CORPOS-DE-PROVA TEMPERADOS - SUBGRUPO T75 E T100										
Corpo-de-prova	Carga (kN)	Vp transdutor (mm)	Vp clipgagem (mm)	ao (mm)	Δa (mm)	J_Q (kJ/m ²)	δ_Q (mm)	J_u (kJ/m ²)	δ_u (mm)	Observações
1T75	50,36	0,12	0,09	26,48	0,48	58,56	0,054	58,56	0,054	Houve crescimento
3T75	50,48	0,13	0,15	26,69	0,30	67,01	0,069	67,01	0,069	estável de trinca
4T75	54,30	0,11	0,11	25,98	0,94	63,21	0,062	63,21	0,062	antes da instabilidade
5T75	54,78	0,20	0,20	26,03	0,87	77,36	0,086	77,36	0,086	$\Delta a_p > 0,2 + \delta_Q / 1,4$
6T75	54,95	0,09	0,10	26,10	0,32	60,71	0,061	60,71	0,061	$\Delta a_p > 0,2 + J_Q / 2\sigma_y$
1T10	49,31	0,00	0,11	26,09	0,38	45,57	0,056	45,57	0,056	Houve crescimento
2T10	49,84	0,04	0,04	25,78	1,12	46,64	0,038	46,64	0,038	estável de trinca
3T10	50,19	0,10	0,06	26,36	0,42	56,22	0,046	56,22	0,046	antes da instabilidade
5T10	55,70	0,12	0,15	25,68	0,96	64,89	0,075	64,89	0,075	$\Delta a_p > 0,2 + \delta_Q / 1,4$
6T10	57,10	0,09	0,06	26,24	0,43	68,52	0,055	68,52	0,055	$\Delta a_p > 0,2 + J_Q / 2\sigma_y$

12.7 Parâmetros de Ajuste de Curvas

As Tabelas 20 e 21 mostram os parâmetros de ajuste das curvas de energia de impacto, as Tabelas 22 e 23 mostram, respectivamente, os parâmetros de ajustes das curvas de J_{1C} e a_{1C} e de δ_{1C} e a_{1C} , em função do tempo de envelhecimento para o grupo N.

Tabela 20 – Parâmetros de ajustes das curvas de energia de impacto ($y = A + B \tanh((x-C)/D)$) – Grupo N

Constantes de ajuste da curva	Energia total subgrupo N	Energia total subgrupo N25	Energia total subgrupo N75	Energia total Subgrupo N100
A	33,42321	30,96911	30,44895	30,00382
B	31,177771	29,04982	26,6394	26,82425
C	21,96429	20,52757	12,74698	14,84899
D	38,75066	34,56862	33,621	24,09099
Coefficiente de Determinação	0,97855	0,97855	0,94752	0,94988

Tabela 21 – Parâmetros de ajustes das curvas de energia de impacto ($y = A+B\tanh((x-C)/D)$) – Grupo T

Constantes de ajuste da curva	Energia total subgrupo T	Energia total subgrupo T25	Energia total subgrupo T75	Energia total subgrupo T100
A	13,35165	21,25726	21,79485	19,06792
B	16,73554	21,88712	20,54977	17,07819
C	10,03038	-25,2833	-15,18981	-30,48323
D	59,10261	77,63029	53,81855	44,47182
Coefficiente de Determinação	0,74995	0,7686	0,87848	0,87834

Tabela 22 – Parâmetros de ajustes das curvas de δ_Q e a_Q em função do tempo de envelhecimento ($y=A + Bx$) – Grupo N

Constantes de ajuste da curva	δ_{IC}	a_{IC}
A	0,5253	0,57425
B	-0,00106	-8,4E-4
Coefficiente de Determinação	0,7509	0,8922

Tabela 23 – Parâmetros de ajustes das curvas de J_Q e a_Q em função do tempo de envelhecimento ($y=y_0+A1*\exp(-(x-x_0)/t_1)$) – Grupo N

Constantes de ajuste da curva	J_Q	a_Q
Y0	143,85932	3,07311
X0	0	0
A1	65,52366	5,04856
T1	15,44088	3,68234
Coefficiente de Determinação	0,99438	0,9959

Tabela 24 – Parâmetros de ajuste das curvas de Weibull para os cp's dos subgrupos T, T75 e T100

	J _c	K _{Jc}	K _o	K _{Ju} médio	Pf	ln(K _{Jc} -20)	Ln(ln(1/(1-Pf)))	Y _o
T	43,75	95,8515	104,3278	96,9444	0,12963	4,328777	-1,97446	-17,7388
	43,99	96,1140			0,314815	4,332232	-0,97269	
	46,57	98,8924			0,5	4,368084	-0,36651	
	53,21	105,708			0,685185	4,450942	0,144767	
	61,85	113,967			0,87037	4,542945	0,714455	

	J _u	K _{Ju}	K _o	K _{Jc} médio	Pf	ln(K _{Ju} -20)	Ln(ln(1/(1-Pf)))	Y _o
T75	58,56	110,895	119,1147	110,4366	0,12963	4,5097	-1,97446	-18,3851
	60,71	112,912			0,314815	4,53165	-0,97269	
	63,21	115,213			0,5	4,56119	-0,36651	
	67,01	118,626			0,685185	4,591334	0,144767	
	77,36	127,458			0,87037	4,677102	0,714455	

	J _u	K _{Ju}	K _o	K _{Ju} médio	Pf	ln(K _{Ju} -20)	Ln(ln(1/(1-Pf)))	Y _o
T100	45,57	97,8248	111,2039	103,2185	0,12963	4,354461	-1,97446	-18,0524
	46,64	98,967			0,314815	4,369026	-0,97269	
	56,22	108,656			0,5	4,484768	-0,36651	
	64,89	116,734			0,685185	4,571968	0,144767	
	68,52	119,955			0,87037	4,60472	0,714455	

12.8 Dimensões dos Corpos-de-prova

As Tabelas 25 e 26 mostram as dimensões obtidas no controle dimensional dos corpos-de-prova de COD, Integral J e tração.

Tabela 25 – Dimensões dos corpos-de-prova de COD e integral J

Corpos-de-prova Normalizados			Corpos-de-prova Temperados		
Corpo-de-prova	Largura (W) (mm)	Espessura (B) (mm)	Corpo-de-prova	Largura (W) (mm)	Espessura (B) (mm)
1N	49,928	24,993	1T	50,003	25,137
2N	49,963	24,995	2T	50,007	25,130
3N	49,913	24,998	3T	50,023	25,147
4N	49,943	24,990	4T	50,023	25,153
5N	49,948	24,993	5T	49,857	25,153
6N	49,933	25,000	6T	49,997	25,157
1N25	50,000	25,183	1T25	49,787	24,933
2N25	50,000	25,013	2T25	49,750	24,927
3N25	50,033	24,917	3T25	49,760	24,927
4N25	50,007	25,063	4T25	49,740	24,957
5N25	50,007	25,153	5T25	49,740	24,997
6N25	49,993	25,143	6T25	49,747	25,057
1N75	49,997	25,070	1T75	49,910	24,930
2N75	50,033	25,107	2T75	49,740	25,067
3N75	49,997	24,967	3T75	49,757	25,060
4N75	50,010	25,087	4T75	49,747	25,053
5N75	50,037	25,127	5T75	49,457	24,917
6N75	50,013	25,130	6T75	49,753	24,907
1N100	50,003	25,123	1T100	50,003	25,137
2N100	50,033	25,137	2T100	50,007	25,130
3N100	49,993	25,087	3T100	50,023	25,147
4N100	50,040	25,123	4T100	50,023	25,153
5N100	50,010	25,153	5T100	49,857	25,153
6N100	50,040	25,100	6T100	49,997	25,157

Tabela 26 – Dimensões dos corpos-de-prova de tração

Corpos-de-prova Normalizados			Corpos-de-prova Temperados		
Corpo-de-prova	Lo ($\pm 0,1$) (mm)	Diâmetro (mm)	Corpo-de-prova	Lo ($\pm 0,1$) (mm)	Diâmetro (mm)
1N	20	3,97	1T	20	3,99
2N	20	4,00	2T	20	4,01
3N	20	3,99	3T	20	4,03
1N25	20	3,98	1T25	20	4,02
2N25	20	4,00	2T25	20	4,05
3N25	20	4,02	3T25	20	4,01
4N25	20	3,94	4T25	20	3,98
1N75	20	4,01	1T75	20	4,01
2N75	20	3,96	2T75	20	3,99
3N75	20	4,04	3T75	20	4,00
4N75	20	4,03	4T75	20	4,06
1N100	20	4,02	1T100	20	4,00
2N100	20	4,02	2T100	20	4,02
3N100	20	4,01	3T100	20	4,04
4N100	20	4,04	4T100	20	3,99